На правах рукописи

СОЛОВЬЕВА Юлия Владимировна

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ПРИРОДА ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМОСИЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

01.04.07 – физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук

Томск-2010

Работа выполнена в ГОУ ВПО “Томский государственный архитектурно-строительный университет”

Научный консультант:	Заслуженный деятель науки Российской Федерации, доктор физико-математических наук, профессор Конева Н.А.
Официальные оппоненты:	доктор физико-математических наук, профессор Гринберг Б.А.
	доктор физико-математических наук, профессор Глезер А.М.
	доктор физико-математических наук, профессор Потекаев А.И.
Ведущая организация:	Институт физики Южного федерального университета, г. Ростов-на-Дону

Защита диссертации состоится “ 21 ” октября 2010 г. в 14^{30} на заседании диссертационного совета Д212.267.07 при ГОУ ВПО “Томский государственный университет” по адресу: 634050, г. Томск, пл. Ленина, 36

С диссертацией можно ознакомиться в научной библиотеке Томского государственного университета.

Автореферат разослан “_____” _____2010 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор физико-математических наук,
старший научный сотрудник Ивонин И.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы. Одним из перспективных направлений современного материаловедения является создание сплавов на основе интерметаллидов, которые, обладая определенной пластичностью, проявляют хорошие прочностные свойства при высоких температурах и превосходят чистые металлы по антикоррозионным и антифрикционным свойствам. Целый ряд промышленных сплавов включает в себя интерметаллические соединения в качестве составляющих, которые определяют их эксплуатационные свойства. Это сплавы, используемые для изготовления горячих частей двигателей внутреннего сгорания, деталей дизельных двигателей и оснащения высокотемпературных печей. Интерметаллиды имеют хорошие служебные свойства в высокотемпературной области и являются основой для материалов, используемых в авиации и ракетной технике. Монокристаллические суперсплавы на основе никеля, у которых γ' - фаза (Ni_3Al) является главной структурной составляющей (до 90% по объему), остаются основными материалами для изготовления лопаток газотурбинного двигателя. Высокая жаропрочность интерметаллидов связана с одним из наиболее ярких и удивительных свойств, которым является аномальная температурная зависимость предела текучести и напряжений течения (предел текучести по мере нагревания увеличивается в 5-10 раз). Не вызывает сомнений необходимость и важность исследования природы этого уникального явления с практической точки зрения. Теоретический интерес к положительной температурной зависимости напряжений течения интерметаллидов связан, прежде всего, с особенностями строения дислокаций в них и возможностью в связи с этим проследить каким образом тип элементарного носителя деформации проявляет себя на макроуровне, влияя на процессы упрочнения и пластичности.

Настоящая работа является фундаментальным исследованием природы термического и деформационного упрочнения интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$. Несмотря на обширность теоретических и экспериментальных исследований, выполненных в этом направлении, многие вопросы остаются не выясненными до сих пор.

Прежде всего, это относится к вопросу о многостадийности положительной температурной зависимости напряжений течения и необходимости учитывать различные механизмы термического и деформационного упрочнения в разных температурных интервалах, либо их суперпозицию. В настоящее время актуальны вопросы детализации исследований в отношении отдельных стадий на температурной зависимости предела текучести и напряжений течения. Малоисследованным при этом остается диапазон криогенных температур. Следует ожидать также различного влияния атомного состава сплава, например, отклонения от стехиометрии, на температурные стадии.

Много неизученных и неясных моментов выявляется в отношении исследований пластического поведения сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в условиях различных видов нагружения. Это касается, в первую очередь, вопросов ползучести интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$. Работ, выполненных на эту тему, очень немного, а в имеющихся данных обнаруживается большое количество противоречий. Нет ясности в понимании механизмов, определяющих скорость ползучести в различных температурных интервалах. Дискуссионными оказываются ряд вопросов, касающихся ползучести при средних температурах (температуры

ниже пика аномалии, но близкие к последним). Недостаточно понятна стадийность кривых ползучести при средних температурах. Факт аномальной температурной зависимости скорости ползучести на первичной стадии требует подтверждения и объяснения. По поводу механизмов высокотемпературной ползучести также не существует единого мнения. Есть разногласия в данных, касающихся особенностей дислокационной структуры, сформированной в результате высокотемпературной ползучести. Нет объяснения влияния ориентации монокристаллов на скорость ползучести. Наряду с недостатком экспериментальных исследований ползучести сплавов со сверхструктурой $L1_2$, практически отсутствуют работы по теоретическому осмыслению проблемы ползучести $L1_2$ сплавов.

Вопрос о скоростной чувствительности напряжений течения, которая обычно исследуется в опытах по вариации скорости деформации, является одним из принципиальных в понимании природы термического упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$. К сожалению, экспериментальное исследование влияния скорости деформации на пластическое поведение рассматриваемых сплавов еще далеко от полноты. Существует ряд нерешенных вопросов, связанных с методикой измерения скоростной чувствительности сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Недостаточно внимания до настоящей работы уделялось сложной форме скачка напряжений при вариации скорости деформации, изменению формы скачка с температурой и деформацией. Часто авторы относятся к этой проблеме как к досадному неудобству, ограничиваясь упоминанием о сложной форме скачка. Разноречивые краткие объяснения наблюдаемой формы скачка напряжений лишены физического обоснования. Отсутствие общей физической трактовки формы скачка приводит к тому, что в соответствующих опытах измеряются разные параметры. Возникает проблема физического объяснения измеряемых величин. Отсутствуют исследования с анализом изменения формы скачка напряжений в зависимости от диапазона изменения скорости деформации, температурных режимов, количества систем скольжения, вида скольжения (октаэдрическое, кубическое, смешанное), от состава сплава и легирующих добавок. Теоретическое осмысление проблемы слабой скоростной чувствительности сплавов со сверхструктурой $L1_2$ также является недостаточной. Авторы большинства теорий пытаются объяснить низкую скоростную зависимость напряжений течения слабой скоростной зависимостью механизмов, приводящих к аномальным температурным свойствам сплавов со сверхструктурой $L1_2$. При этом полностью исключается влияние скорости деформации на механизмы, присущие чистым металлам.

В большинстве имеющихся работ релаксация напряжений используется как стандартная технология для получения скоростной чувствительности, которая в рамках термоактивационного анализа непосредственно связана с величиной активационного объема. Основное внимание сосредоточено на корректировке значений активационных объемов, рассчитанных с помощью стандартных формул термоактивационного анализа, с целью получения величин, наиболее точно отражающих термоактивируемое движение дислокаций в кристалле. Усилия исследователей сконцентрированы в основном на том, чтобы учесть влияние жесткости машины и деформационное упрочнение материала в процессе релаксации. Приходится констатировать, что главное внимание уделяется методическим деталям. В то же время исследований изменения величины активационного объема с температурой и деформацией, в различных

температурных интервалах (ниже пика аномалии, выше пика), для различных ориентаций оси деформации монокристаллов и различных видов скольжения (множественного, одиночного, кубического) проведено не было. Недостаточно исследованным остается собственно пластическое поведение сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в ходе релаксации напряжений, нет сравнительного анализа с чистыми металлами. Отсутствуют данные об изменении скорости деформации в процессе релаксации и влиянии на неё температуры и напряжения. Влияют ли механизмы самоблокировки на характер релаксации? Эти вопросы остаются не выясненными.

Как следствие вышеупомянутых проблем возникает вопрос о возможности применения термоактивационного анализа в его традиционной форме к исследованию сплавов со сверхструктурой $L1_2$, известных аномальной температурной зависимостью механических свойств. В случае соединений, проявляющих температурную аномалию механических свойств, термоактивационный анализ осложняется тем, что температура оказывает двоякое влияние на сопротивление движению дислокаций. С одной стороны, когерентные атомные флуктуации способствуют приложенному напряжению продвигать дислокации через препятствия. С другой стороны, те же когерентные флуктуации способствуют самоблокировке сверхдислокаций. Проведение термоактивационного анализа сплавов со сверхструктурой $L1_2$, обладающих температурной аномалией механических свойств, связано с необходимостью разделения механизмов, дающих аномальный и нормальный вклады в изменение различных характеристик пластической деформации. К настоящему моменту распространен подход, в котором при анализе и описании предела текучести и напряжений течения используют специальные уравнения, описывающие температурную аномалию, а при анализе скорости деформации применяют уравнения, которые используют для чистых металлов для описания термоактивируемого преодоления локальных стопоров. Следствием такого подхода является невозможность определения энергии активации контактного взаимодействия дислокаций со стопорами различной природы.

Важным вопросом является выбор исследуемого материала для решения перечисленных проблем. Многие исследования интерметаллидов обусловлены технологическими задачами. В связи с этим большинство работ выполнено на промышленном сплаве Ni_3Al. В то же время механическое поведение других сплавов с этой же сверхструктурой, не менее интересных с точки зрения физики процессов деформации, остается практически неизученным. Между тем известно, что такие сплавы как Ni_3Ge, Ni_3Ga, Ni_3Si и др., наряду со схожими с Ni_3Al свойствами, обладают также целым рядом индивидуальных особенностей. Отсутствие детальных экспериментальных данных о пластическом поведении этих фаз во многом обедняет общие представления о природе и механизмах термического упрочнения.

Отметим здесь еще одно важное обстоятельство. Исследований, выполненных на монокристаллах названных выше сплавов, вообще немного. В случае выбора поликристаллов для исследования необходимо учитывать влияние состава сплава на структуру границ зерен, что существенно осложняет картину явления. В то же время хорошо известно, что изучение монокристаллов дает

возможность выявить в «чистом» виде дислокационные механизмы, отвечающие за те или иные пластические свойства материала.

Важным в понимании явления термического упрочнения является выяснение роли кубического скольжения. Именно с развитием кубического скольжения связывают уменьшение напряжений за пиком температурной аномалии и некоторые особенности процесса ползучести. В то же время исследовать собственно кубическое скольжение на сплаве Ni_3Al невозможно, из-за особенностей ориентационной зависимости напряжений течения. Кубическое скольжение проявляется в этом сплаве при высоких температурах и, как правило, совместно с октаэдрическим. Монокристаллы интерметаллида Ni_3Ge обладают рядом свойств, которые выделяют его как материал исключительно удобный и информативный для экспериментального исследования закономерностей температурной аномалии сдвиговых напряжений. Прежде всего, это значительная температурная аномалия предела текучести, наибольшая среди интерметаллидов с $L1_2$ сверхструктурой, высокий уровень сдвиговых напряжений и при этом относительно высокая пластичность. Именно у монокристаллов сплава Ni_3Ge наблюдается сильная ориентационная зависимость температурной аномалии напряжений течения. Скольжение осуществляется по плоскостям октаэдра, а кубическое – подавлено для монокристаллов ориентаций вблизи направления [001]. У монокристаллов, имеющих ориентацию оси деформации вблизи направления $[\bar{1}11]$, кубическое скольжение начинается уже при температуре ниже комнатной и является основным механизмом деформации на продолжительном интервале температур. Такие особенности ориентационной зависимости сдвиговой деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge дают возможность исследовать механические свойства сплава отдельно при октаэдрическом и кубическом скольжении.

В связи с вышеизложенным выяснение физической природы деформационного и термического упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$ на примере монокристаллов сплава Ni_3Ge является актуальной задачей.

Основной **<u>целью настоящего исследования</u>** является экспериментальное и теоретическое изучение закономерностей деформационного и термического упрочнения монокристаллов сплава Ni_3Ge при разных видах нагружения (одноосное статическое сжатие, ползучесть, релаксация напряжений, активное нагружение сжатием с вариацией температуры и скорости деформации), выявление механизмов, лежащих в основе наблюдаемых закономерностей, и формирование принципиально новых подходов к термоактивационному анализу сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

Для достижения цели исследования были поставлены следующие **<u>основные задачи</u>**:

1. В опытах с одноосным статическим сжатием провести комплексное исследование пластического поведения монокристаллов сплава Ni_3Ge, имеющих разные ориентации оси деформации, в специфических условиях криогенных температур (4,2-77К), включающее в себя изучение механических свойств и эволюции дислокационной субструктуры, дополненное теоретическим анализом механизмов, отвечающих за температурную аномалию при криогенных температурах.

2. В опытах с одноосным статическим сжатием исследовать влияние отклонения от стехиометрии на механические свойства монокристаллов сплава Ni_3Ge, имеющих разные ориентации оси деформации. Изучить влияние состава сплава на стадийность температурной зависимости предела текучести, величину сдвиговых напряжений и коэффициента деформационного упрочнения. Выяснить влияние атомного состава на температуру пика аномалии. Определить величины энергий активации восходящей и нисходящей ветвей термического упрочнения в зависимости от атомного состава сплава.
3. В опытах по ползучести исследовать пластическое поведение монокристаллов сплава Ni_3Ge, имеющих разные ориентации оси деформации. Получить кривые ползучести в различных температурно-силовых интервалах. Изучить изменение макроформы и деформационного рельефа боковых граней кристаллов. Для разных температур испытания выполнить исследования дислокационной структуры кристаллов, сформированной в результате ползучести. Выполнить термоактивационный анализ, выяснить основные механизмы, контролирующие скорость ползучести в различных температурных интервалах.
4. В опытах с вариацией скорости и температуры деформации исследовать пластическое поведение монокристаллов сплава Ni_3Ge, имеющих разные ориентации оси деформации. Провести качественный анализ скачка напряжений при вариации скорости деформации на монокристаллах Ni_3Ge и Ni_3Al, на основе которого разработать методику разделения полного скачка напряжений на нормальную и аномальную составляющие. Выполнить количественный анализ зависимости полного скачка напряжений и его составляющих от температуры, приложенных напряжений, ориентации оси деформации, диапазона изменения скорости деформации, отклонения от стехиометрии состава сплава. Исследовать скоростную чувствительность монокристаллов Ni_3Ge в зависимости от температуры и приложенных напряжений в различных видах опытов. Провести анализ скачка напряжений при вариации температуры деформации, на основе которого разработать методику разделения полного скачка напряжений на нормальную и аномальную составляющие.
5. В опытах по релаксации напряжений исследовать пластическое поведение монокристаллов сплавов Ni_3Ge и Ni_3Al и монокристаллов чистых металлов. Изучить температурную зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений.
6. Разработать и реализовать принципиально новый подход к проведению термоактивационного анализа в сплавах с аномальной температурной зависимостью механических свойств. Определить величины эффективных активационных объемов и энергий контактного взаимодействия сверхдислокаций в широком интервале температур и деформаций. Изучить влияние вида скольжения на указанные характеристики.
7. Построить математическую модель дислокационной ползучести. Развить модель суперлокализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

Поставленные задачи были решены в ходе диссертационного исследования.

Основными методами исследования в работе являются механические испытания монокристаллов с использованием различных схем нагружения:

одноосного статического сжатия, релаксации деформирующих напряжений, ползучести, вариации скорости и температуры деформации. Исследование деформационного рельефа монокристаллов проводилось с помощью оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии (РЭМ). При изучении микроструктуры деформированных монокристаллов применялась просвечивающая дифракционная электронная микроскопия (ПЭМ). Тестирование и ориентировка монокристаллов осуществлялись с использованием методов рентгеноструктурного анализа. Для исследования механизмов и явлений пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$ использовались методы математического моделирования в концепции упрочнения и отдыха.

Достоверность полученных экспериментальных результатов, обоснованность выносимых на защиту положений, выводов, сформулированных в работе, обеспечена корректностью постановки задачи, использованием современных методов исследования структуры и физико-механических свойств, воспроизводимостью результатов и согласованием результатов, когда это возможно было сделать, с данными других исследователей.

Научная новизна. В рамках единого исследования на монокристаллах Ni_3Ge со специально подобранными ориентациями осей деформации проведено комплексное изучение термического и деформационного упрочнения в условиях различных видов нагружений, позволившее получить ряд новых результатов.

В рамках концепции многостадийности термического упрочнения проведен анализ влияния отклонения от стехиометрии состава на механические свойства двухкомпонентного сплава Ni_3Ge. Получены энергии активации восходящей и нисходящей ветвей температурной аномалии предела текучести. Проведено исследование механических свойств и эволюции дислокационной структуры в условиях криогенных температур.

Выяснены механизмы ползучести в разных температурных интервалах. Получены значения энергий активации высокотемпературной ползучести и других активационных параметров для монокристаллов разных ориентаций, для которых реализуются разные системы скольжения. Определена роль кубического скольжения при деформации ползучести. Впервые обнаружено явление суперлокализации пластической деформации при ползучести.

Дана физическая трактовка пластического поведения интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$ в опытах с вариацией температуры и скорости деформации на основе концепции суперпозиции механизмов пластической деформации, реализующихся в чистых металлах и механизмов, определяющих аномальную температурно-скоростную зависимость механических свойств сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

Предложен новый подход к анализу скоростной чувствительности напряжений течения сплавов со сверхструктурой $L1_2$, который позволяет проанализировать отдельно скоростные чувствительности, связанные с механизмами, дающими аномальную и нормальную реакции на изменение скорости деформации. Исследована скоростная чувствительность монокристаллов Ni_3Ge в зависимости от температуры и приложенных напряжений и вида скольжения.

Предложен принципиально новый подход к проведению термоактивационного анализа в сплавах с аномальной температурной

зависимостью механических свойств. Разработаны методики для реализации предложенного подхода. Получены величины энергий активации контактного взаимодействия сверхдислокаций и величины активационных объемов.

На основе феноменологической модели термического и деформационного упрочнения построена математическая модель дислокационной ползучести и впервые дано описание аномальной температурной зависимости скорости ползучести для сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

На основе математической модели деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$, учитывающей процесс перестроения дислокаций в стенки, предложена физическая модель макроскопической локализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

Научное и практическое значение результатов работы. Полученные в работе экспериментальные и теоретические результаты, установленные феноменологические соотношения и зависимости углубляют физические представления о природе температурного и деформационного упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и высокой энергией антифазных границ. Совокупность параметров термической активации, полученная в настоящей работе, может быть использована для построения и апробации теорий термического и деформационного упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

На защиту автор выносит следующие **положения**:

1. Экспериментально установленную аномальную температурную зависимость напряжений течения при криогенных температурах, особенности ориентационной зависимости кривых течения и критических скалывающих напряжений в области криогенных температур в монокристаллах сплава Ni_3Ge. Наличие прямолинейных дислокаций, находящихся в барьерных конфигурациях при криогенных температурах. Экспериментально определенные количественные параметры и характеристики дислокационной структуры, энергию активации самоблокировки сверхдислокаций при криогенных температурах. Теоретическое обоснование явления температурной аномалии при криогенных температурах, учитывающее влияние динамических эффектов как фактора, способствующего самоблокировке сверхдислокаций.
2. Совокупность экспериментальных данных о влиянии отклонения от стехиометрии состава бинарного сплава Ni_3Ge на механические свойства монокристаллов, имеющих различные ориентации оси деформации. Влияние отклонения от стехиометрии на стадийность температурных зависимостей напряжений течения монокристаллов различных ориентаций. Зависимость напряжений течения от состава сплава в условиях октаэдрического и кубического скольжения. Температурные стадии влияния отклонения от стехиометрии на величину напряжения течения монокристаллов разных ориентаций. Влияние отклонения от стехиометрии на величину энергий активации восходящей и нисходящей ветвей температурной аномалии предела текучести монокристаллов сплава Ni_3Ge различной ориентации.
3. Экспериментально выявленные закономерности влияния ориентации оси деформации на ползучесть монокристаллов сплава Ni_3Ge. Явление суперлокализации деформации в условиях ползучести. Экспериментально определенные величины энергий активации ползучести монокристаллов сплава

Ni_3Ge различных ориентаций оси деформации. Механизмы, контролирующие скорость ползучести в различных температурно-силовых интервалах.

4. Совокупность экспериментальных данных по релаксации напряжений, вариации скорости и температуры деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge различной ориентации. Методику разделения полного скачка напряжений при вариации скорости и температуры деформации на нормальную и аномальную составляющие. Количественный анализ зависимости полного скачка напряжений и его составляющих от температуры, приложенных напряжений, ориентации оси деформации, диапазона изменения скорости деформации, отклонения от стехиометрии состава сплава.
5. Новый подход к проведению термоактивационного анализа в сплавах с аномальной температурной зависимостью механических свойств, основанный на концепции суперпозиции «нормальных» и «аномальных» механизмов упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Совокупность термоактивационных параметров монокристаллов сплава Ni_3Ge различной ориентации оси деформации, полученных на основе данного подхода.
6. Математическую модель дислокационной ползучести сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Описание аномальной температурной зависимости скорости деформации на стадии первичной ползучести. Сценарии развития решений системы уравнений, составляющих модель деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$, в которой учитывается процесс перестройки дислокаций в стенки. Физическую модель макроскопической локализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$, основанную на сочетании факторов наличия концентраторов напряжений и немонотонного упрочнения элемента деформируемой среды.

Апробация работы. Основные результаты диссертации доложены и обсуждены на следующих региональных, всероссийских и международных конференциях, семинарах, школах:

V, VII, X Межгосударственный семинары “Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий” (Обнинск, 1999, 2003, 2009); V Russian-Chinese International Symposium, (Baikalsk, Tomsk, Russia 1999); “XII, XIV, XV, XIX Петербургские чтения по проблемам прочности”, (Санкт-Петербург, 2002, 2003, 2005, 2010); «Зимняя школа по механике сплошных сред» (Пермь, 2003); III Международная конференция «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (MPFP) на базе XLI международного семинара «Актуальные проблемы прочности» (Тамбов, 2003), VII международная школа-семинар «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах. Компьютерное моделирование» (Усть-Каменогорск-Барнаул, 2003); International Workshop “Mesomechanics: Fundamentals and Applications”, “VII International Conference Computer-Aided Design of Advanced Materials and Technologies” (Tomsk, Russia 2003); XLII, XLIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Калуга, 2004) (Черноголовка, 2004); MRS Fall Meeting (Boston, USA, 2004); I, II Международная школа «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2004, 2006); X Международный семинар «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов» (Екатеринбург, 2005); «Фазовые превращения в твердых растворах и сплавах» 8-й, 9-й, 10-й, 11-й Международный симпозиум (Сочи, 2005, 2006, 2007, 2008);

Международная конференция «Современное материаловедение: достижения и проблемы» (Киев, 2005); 10th International Symposium on Physics of Materials (Prague, 2005); 14th International Conference on the Strength of Materials (Fundamental Aspects of the Deformation and Fracture of Materials) (Xi´an, China, 2006); Международная конференция по физической мезомеханике, компьютерному моделированию и разработке новых материалов (Томск, 2006, 2009); Региональная научно-техническая конференция, посвященная 15-летию общеобразовательного факультета ТГАСУ “Перспективные материалы и технологии” (Томск, 2009); 15th International Conference on the Strength of Materials (Fundamental aspects of the deformation and fracture of materials) (Dresden, Germany, 2009).

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 90 печатных работ в научных журналах, сборниках и трудах конференций, из них 32 статьи в отечественных рецензируемых журналах из списка ВАК, 2 статьи в зарубежных журналах, 4 коллективных монографии.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, основных выводов и списка литературы из 260 наименований. Общий объем составляет 525 страниц машинописного текста, включающий 316 страниц текста, 319 рисунков и 28 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы, сформулирована цель и задачи исследования, дается краткое содержание работы, перечислены основные результаты, составляющие научную новизну работы и положения, выносимые на защиту.

В главе 1 «Пластическое поведение сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в условиях одноосного активного нагружения» представлены результаты исследований пластического поведения монокристаллов сплава Ni_3Ge при криогенных температурах (T<80K) и влияние отклонения от стехиометрии состава фазы Ni_3Ge на механические свойства монокристаллов различных ориентаций.

Результаты, приведённые в данной главе, доказывают наличие аномальной температурной зависимости напряжений течения в интервале криогенных температур (рис. 1). Обнаружены прямолинейные дислокации, находящиеся в барьерных конфигурациях, при криогенных температурах. Установлено, что механизмы самоблокировки винтовых сверхдислокаций реализуются в условиях криогенных температур и имеют очень низкую энергию активации (порядка сотых

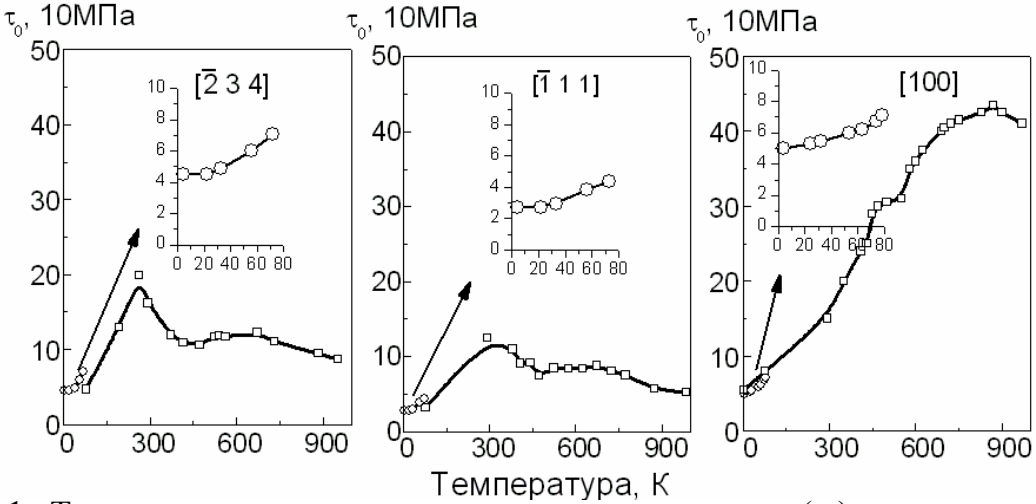


Рис.1. Температурные зависимости предела текучести (τ_0) монокристаллов Ni_3Ge для трех ориентаций оси сжатия (указаны на рисунке)

долей электрон-вольта). Обсуждаются механизмы, приводящие к наблюдаемой при криогенных температурах аномальной температурной зависимости параметра междислокационного взаимодействия. Показана необходимость учёта влияния дислокаций «леса» на процессы формирования барьеров Кира-Вильсдорфа. Установлено, что энергия активации самоблокировки сверхдислокаций может существенно зависеть от скорости её движения. Это может являться причиной положительной температурной зависимости напряжений течения, обнаруженной при криогенных температурах.

В этой же главе на монокристаллах с разными ориентировками осей деформации выполнен анализ влияния состава сплава на механические свойства в случае, когда деформация осуществляется множественным октаэдрическим скольжением (ориентация [001], рис.2, а) и одиночным кубическим скольжением (ориентация [$\bar{2}$ 3 4]), рис. 2, б). Проведено детальное сравнение кривых течения, коэффициентов деформационного упрочнения и температурных зависимостей предела текучести монокристаллов, имеющих различный атомный состав. Исследование показало, что на температурных зависимостях предела текучести монокристаллов, имеющих отклонение состава от стехиометрии, обнаруживаются стадии термического упрочнения, аналогичные стадиям, выявленным при исследовании монокристаллов стехиометрического состава. Увеличение отклонения от стехиометрии состава сплава приводит к увеличению температур начала и конца стадий. При температурах, соответствующих положительной температурной зависимости, сдвиговые напряжения уменьшаются с уменьшением концентрации атомов Ge, а при температурах, соответствующих отрицательной температурной зависимости, сдвиговые напряжения увеличиваются.

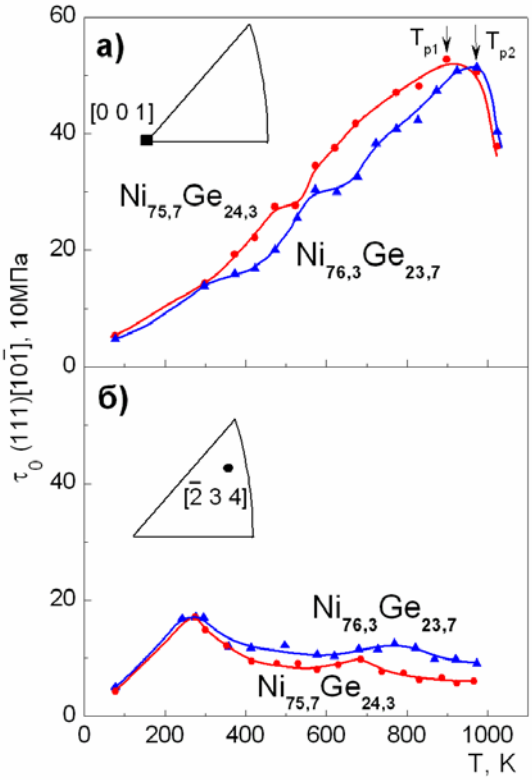


Рис. 2. Температурные зависимости предела текучести (τ_0) монокристаллов сплава Ni_3Ge различного состава. (T_{p1}, T_{p2} – температуры, соответствующие «пику» на температурной зависимости предела текучести, для разных составов сплава)

Основные закономерности изменения напряжений течения при отклонении состава сплава от стехиометрии могут быть объяснены с помощью теоретико-феноменологической схемы, описывающей температурную зависимость напряжений течения на основе суперпозиции различных механизмов термического упрочнения и разупрочнения. Деформирующее напряжение, соответствующее макроскопическому пределу текучести ($\varepsilon \approx 0{,}2\%$), в аддитивном приближении может быть представлено как:

$$\tau_{0,2} = \tau_f(\mathrm{T}) + \tau_f^*(\mathrm{T}) + \alpha(\mathrm{T}) G b \rho_{0,2}^{1/2}. \qquad (1)$$

Здесь $\tau_f(\boldsymbol{T})$ – сопротивление движению дислокаций, связанное с преодолением стопоров недислокационной природы. В сплавах со сверхструктурой $L1_2$ этот вклад, прежде всего, связан с разрушением ближнего и дальнего атомного порядка, перерезанием антифазных границ, преодолением барьеров Пайерлса. $\tau_f^*(\boldsymbol{T})$ – термоактивируемое самоторможение сверхдислокаций. Третий член соотношения (1) описывает вклад, связанный с междислокационным взаимодействием. Каждый из этих членов по-разному реагирует на изменение температуры и может по-разному изменяться в различных температурных интервалах.

Так же как и для чистых металлов, один из вкладов в изменение в сопротивление деформированию с температурой у сплавов со сверхструктурой $L1_2$ связан с преодолением стопоров недислокационнной природы и изменением междислокационного взаимодействия – $\tau_f(\mathrm{T}) + \alpha(\mathrm{T})Gb\rho_{0,2}^{1/2}$. Схематично данный вклад показан на схеме, приведенной на рис. 3, кривой 1.

Возможны два процесса, вносящих вклад в термоактивируемое самоторможение сверхдислокаций $\tau_f^*(\boldsymbol{T})$ и приводящих к возрастанию сопротивления движению сверхдислокаций с увеличением температуры в случае, когда пластическая деформация осуществляется расширением дислокационной петли сверхдислокаций в плоскостях {111}. Первый из них – традиционный механизм Кира-Вильсдорфа торможения винтовой компоненты дислокационной петли. Его эффективность определяется энергией активации поперечного скольжения и может быть описана соотношением:

$$\tau = \tau_0^{(1)} \exp\left[-\frac{u_1(\xi_{(111)}, \tau)}{\boldsymbol{kT}}\right], \tag{2}$$

где τ – касательное напряжение; $u_1(\xi_{(111)}, \tau)$ – энергия активации поперечного скольжения; $\xi_{(111)}$ – энергия антифазных границ в плоскости октаэдра. Максимальный эффект, достигаемый в этом случае ($\tau_0^{(1)}$) соответствует напряжению, необходимому для расширения дислокационной петли, которая со стороны винтовой компоненты испытывает сопротивление $\xi_{(111)}/b$, а со стороны краевой – много меньшее, определяемое ее пересечением с дислокациями леса. Максимальное значение сопротивления деформированию при этом определяется неравенством $\tau \le \xi_{(111)}/b$. Схематично изменение τ в отсутствие самоторможения краевой компоненты сверхдислокационной петли показано на схеме, приведенной на рис. 3 кривой 2. С ростом температуры деформации достигаются области высокой подвижности вакансий, при этом дислокационная петля может блокироваться и со стороны краевой компоненты. Эффективность этого процесса зависит от двух факторов – величины расщепленности сверхчастичной дислокации и подвижности точечных дефектов:

$$\tau = \left\{\tau_0^{(2)} \exp\left[-\frac{\boldsymbol{u}_2(\xi_{(111)}, \tau)}{\boldsymbol{kT}}\right]\right\} \sum_i \exp\left(-\frac{\boldsymbol{u}_i}{\boldsymbol{kT}}\right) = \tau_0^{(2)} \exp\left[\frac{\boldsymbol{u}_2 + \boldsymbol{V}_d}{\boldsymbol{kT}}\right], \tag{3}$$

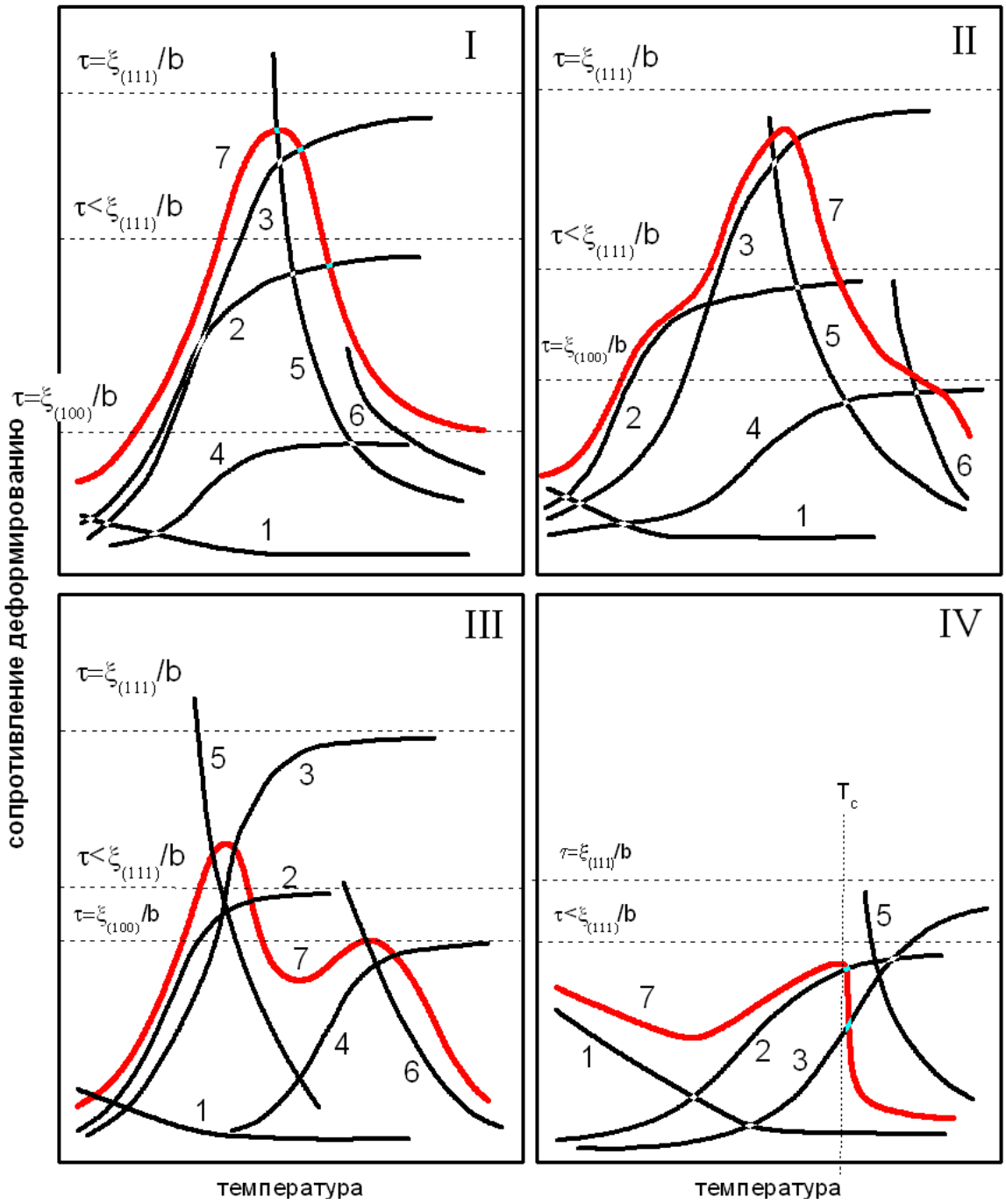


Рис. 3. Схемы температурной зависимости сопротивления деформированию: 1- сопротивление деформированию, связанное с преодолением стопоров недислокационнной природы и изменением междислокационного взаимодействия; 2 – сопротивление деформированию, связанное с торможением винтовой компоненты петли, движущейся в плоскости октаэдра; 3 – сопротивление деформированию, связанное с торможением краевой компоненты петли в плоскости октаэдра; 4 – сопротивление деформированию, связанное с диффузионным торможением краевой компоненты петли в плоскости куба; 5 – сопротивление деформированию, связанное с движением винтовой компоненты петли в плоскости куба; 6 – сопротивление деформированию, связанное с переползанием дислокаций; 7 – суммарная кривая температурной зависимости предела текучести. I – энергии активации всех процессов близки; II – случай, когда энергии активации всех процессов сильно различаются; III – случай малой энергии активации процесса кубического скольжения; IV – энергии активации всех процессов смещены в область высоких температур (T_c – температура фазового перехода порядок-беспорядок)

где $\boldsymbol{u}_2$ – энергия активации рекомбинации краевой дислокации; $\boldsymbol{u}_i$ – энергия активации движения точечного дефекта i-го типа; $\boldsymbol{V}_d$ – эффективная энергия активации движения точечных дефектов разного типа. Вид соотношения (3) связан с тем, что вероятность элементарного процесса переползания дислокации – осаждения точечного дефекта определяется в случае расщепленной дислокации вероятностями двух независимых событий: рекомбинации сегмента дислокации и перескока точечного дефекта на линию рекомбинированной дислокации. Точечный дефект может осаждаться и на расщепленную сверхчастичную дислокацию, но такой процесс не сопровождается переползанием сверхдислокации. Эффект, связанный с переползанием краевых дислокаций, может при заблокированной винтовой компоненте повышать сопротивление расширению дислокационной петли до предельных значений $\tau_{\max} = \dfrac{\xi_{(111)}}{b}$. Схематично этот вклад представлен на рис. 3 кривой 3.

Достижению деформирующими напряжениями предельных величин препятствует вовлечение в процесс деформирования скольжения дислокационных петель в плоскости куба. Возрастание температуры деформации оказывает двойственное влияние на сопротивление движению дислокационных петель в плоскости куба.

С одной стороны, повышение температуры вызывает увеличение подвижности винтовой компоненты петли, уменьшая деформирующее напряжение по закону:

$$\tau = \tau_0^{(3)} \exp\left[\frac{\boldsymbol{u}_3(\xi_{(111)}, \tau)}{\boldsymbol{kT}}\right], \tag{4}$$

где $\boldsymbol{u}_3(\xi_{(111)}, \tau)$ – энергия рекомбинации винтовых сверхчастичных дислокаций. На рис. 3 этому соответствует кривая 5. С другой стороны, активация подвижности точечных дефектов и увеличение частоты рекомбинаций дислокационных сегментов приводят к диффузионному переползанию сверхчастичных кубических дислокаций краевой ориентации. Этот эффект будет описываться соотношением (3) (кривая 4 на рис. 3). Однако максимальные величины сопротивления движению дислокаций в этом случае окажутся равными $\xi_{(100)}/b$ ($\xi_{(100)}$ – энергия АФГ в плоскости куба), а энергия активации самоторможения краевой компоненты сверхдислокационной петли, расширяющейся в плоскости куба – $(\boldsymbol{u}_2 + \boldsymbol{V}_d)^*$. Известно, что $\xi_{(100)} \le \xi_{(111)}$, поэтому максимальный эффект торможения кубических дислокаций меньше максимального эффекта торможения октаэдрических дислокаций. Энергии активации перечисленных выше процессов различны и зависят как от напряженного состояния кристалла, так и от физических параметров, определяемых элементным составом твердого раствора. При различных условиях это может приводить к различным типам температурной зависимости предела текучести. В зависимости от расположения кривых, определяющих вклады различных механизмов, возможен различный характер температурной зависимости

предела текучести в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ (рис.3 варианты I, II, III, IV). В рамках предложенного подхода, была проведена оценка энергий активации термического упрочнения и разупрочнения в зависимости от атомного состава фазы Ni_3Ge (Табл. 1 и 2). Полученные значения энергий активации позволяют связать термическое упрочнение в низкотемпературной области с механизмом Кира-Вильсдорфа, в высокотемпературной – с вовлечением в термическое упрочнение процесса диффузионной блокировки краевых дислокаций под воздействием межузельных атомов и бивакансий.

Таблица 1

Энергии термической активации восходящей ветви термического упрочнения

ориентация кристалла и оси деформации	состав сплава	u_1, (эВ)	$(u_2 + V_d)$, (эВ)
[0 0 1]	Ni_3Ge	0,0094±0,003	0,072±0,007
	$Ni_{75,7}Ge_{24,3}$	0,013±0,006	0,088±0,009
	$Ni_{76,3}Ge_{23,7}$	0,017±0,007	0,121±0,015

Таблица 2

Энергии термической активации нисходящей ветви термического упрочнения

ориентация кристалла и оси деформации	состав сплава	u_3, (эВ)	$(u_2 + V_d)^*$, (эВ)
[$\bar{2}$ 3 4]	Ni_3Ge	0,062±0,007	0,075±0,018
	$Ni_{75,7}Ge_{24,3}$	0,057±0,005	0,079±0,02
	$Ni_{76,3}Ge_{23,7}$	0,072±0,004	0,085±0,016

Изменение состава сплава вблизи стехиометрии в однофазной области, где сохраняется сверхструктура $L1_2$, может оказывать воздействие на все перечисленные механизмы. Это связано, прежде всего, с тем, что отклонение от стехиометрии приводит к уменьшению энергии антифазных границ (АФГ), связанному с понижением дальнего атомного порядка и увеличением числа связей между одноимёнными атомами. Снижение энергии АФГ уменьшает интенсивность образования барьеров Кира-Вильсдорфа. При значительном уменьшении энергии АФГ это может приводить к почти полному исчезновению термического упрочнения. Малые вариации энергии АФГ, вызванные нестехиометрией, могут оказывать различное влияние на проявление аномалии механических свойств сплавов рассматриваемого класса. В низкотемпературной области малое уменьшение энергии АФГ неизбежно должно приводить к уменьшению аномального эффекта вследствие уменьшения эффективности механизма Кира-Вильсдорфа. В высокотемпературной области это влияние не столь однозначно. Это связано (наряду с изменением эффективности механизма Кира-Вильсдорфа) еще с двумя факторами: 1) вовлечением в процесс деформации кубического скольжения, 2) активизацией процессов диффузионного закрепления сверхдислокаций. Вовлечение кубического скольжения в процесс деформации определяется интенсивностью рекомбинаций сверхчастичных дислокаций, лежащих в плоскости октаэдра. Энергия активации термоактивируемой рекомбинации сверхчастичных дислокаций возрастает с уменьшением энергии АФГ, и поэтому кубическое скольжение проявляется при более высоких температурах в нестехиометрических сплавах. Это, в свою очередь, должно приводить к смещению максимума на температурной аномалии в сторону больших

температур. При этом может стать возможным достижение более высоких максимальных напряжений деформирования, чем в сплавах со стехиометрическим составом. Переползание сверхдислокаций определяется менее подвижным компонентом сплава. Отклонение от стехиометрии приводит как к изменению концентрации менее подвижного компонента, так и к изменению его энергии активации диффузионной миграции. В разных сплавах направление изменения этих факторов могут быть различными, и при равных условиях возможны разные эффекты в разных сплавах со сверхструктурой $L1_2$. Уменьшение энергии антифазных границ вызывает уменьшение интенсивности генерации вакансий в процессе активной пластической деформации, что подавляет диффузионную подвижность компонент сплава.

В целом изменение энергии активации термоактивируемого движения компонент сплава, их концентрации, интенсивности генерации точечных дефектов приводит к изменению эффективности всей группы диффузионно-зависимых механизмов (переползания, образования атмосфер на сверхдислокациях, релаксации дальнего атомного порядка на антифазных границах, восстановления дальнего атомного порядка, неконсервативного волочения порогов, захвата точечных дефектов дислокациями, движущимися в плоскостях скольжения). Однако можно полагать, что основные вклады в изменение аномальной составляющей сопротивления деформированию связаны в этом случае с образованием сверхдислокационных барьеров вследствие процессов переползания.

Необходимо учитывать, что механизмы, определяющие «нормальную» составляющую сопротивления деформированию, также испытывают воздействие отклонения от стехиометрии. Результирующий эффект, наблюдаемый экспериментально, является откликом на совокупное воздействие вариаций всех механизмов, вызванных отклонением от стехиометрии, и поэтому он может быть понят только при подробном исследовании каждого из механизмов и теоретическом моделировании, синтезирующим многочисленные механизмы и явления в единой модели.

В главе 2 «Ползучесть сплавов со сверхструктурой $L1_2$» приведены результаты исследования ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge, имеющих различные ориентации оси деформации. Особый интерес представляло выяснение роли кубического скольжения в отношении к сигмоидальной или «инверсной» ползучести, обнаруженной на монокристаллах Ni_3Al [1, 2] при растяжении. Такая ползучесть выражается в ускорении ползучести после первичной стадии: начиная с очень малых степеней деформации, постепенное увеличение скорости деформации растягивается на продолжительный интервал деформаций, приводя к стадии третичной ползучести, минуя стадию стационарной ползучести. Интервал температур и напряжений, при которых наблюдается инверсная ползучесть, относительно узок. Выявлено, что инверсная ползучесть наиболее выражена и проявляется при температурах ниже пика температурной аномалии, но достаточно близких к последней и при напряжениях, близких к пределу текучести. Механизм инверсной ползучести связывают с увеличением плотности дислокаций, скользящих в кубической системе поперечного скольжения, в то время как аномальная зависимость скорости ползучести на первичной стадии объяснялась отсутствием скольжения дислокаций в плоскостях куба. Для того чтобы выяснить, будет ли приводить кубическое скольжение к появлению стадии инверсной ползучести, ориентации оси деформации исследованных монокристаллов Ni_3Ge подбирались таким образом, чтобы обеспечить различное напряженное состояние в

кубических плоскостях скольжения. Точные ориентировки выбранных направлений осей сжатия показаны на стереографическом треугольнике, рис. 4.

Для монокристаллов ориентации [0 0 1] в исследованном временном интервале на кривых ползучести (рис. 5), как правило, наблюдались две стадии: первичная стадия неустановившейся ползучести, при которой скорость деформации непрерывно понижается, и стадия установившейся, или стационарной ползучести, при которой деформация идет с постоянной скоростью. По величине скорости стационарной ползучести кривые разделяются на два типа. Это кривые, которые имеют низкую скорость стационарной ползучести ($\sim 10^{-9} \div 10^{-8}$ c^{-1}) вне

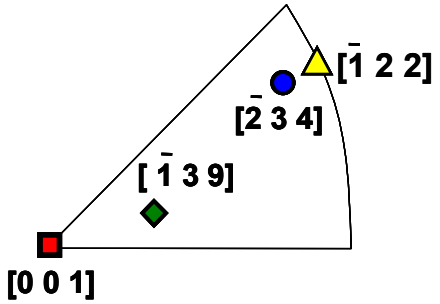


Рис. 4. Ориентации осей сжатия исследованных монокристаллов Ni_3Ge

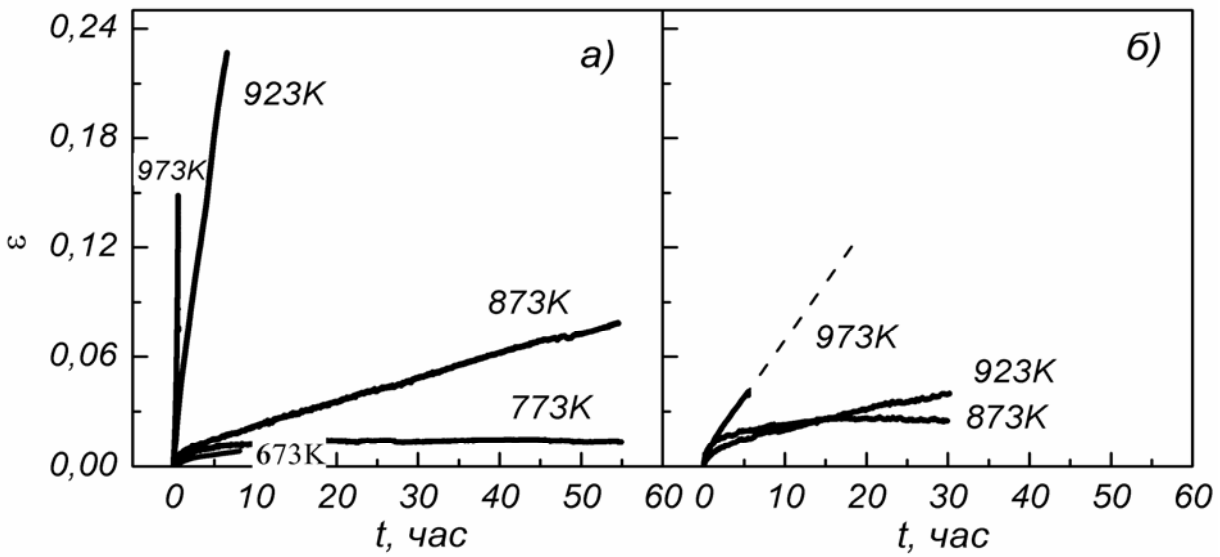


Рис. 5. Кривые ползучести монокристаллов Ni_3Ge при различных температурах испытания; ориентация [0 0 1]; величина нагрузки (а) σ_1=1040 МПа; (б) σ_2=370 МПа

зависимости от уровня приложенных напряжений при $T \leq 0{,}6T_{пл}$. Кривые второго типа имеют высокую скорость стационарной ползучести $-10^{-7} \div 10^{-5}$ c^{-1} при $T \geq 0{,}6T_{пл}$. Инверсная (или ускоренная ползучесть) обнаруживается при высоких температурах (>0,6 $T_{пл}$) и высоких напряжениях ($\approx 0{,}9\tau_0$) и связана с суперлокализацией (макролокализацией) пластической деформации при ползучести, впервые обнаруженной в настоящей работе. Анализ деформационного рельефа и макроформы образцов показал, что на поверхности кристалла образуются макрополосы, имеющие некристаллографическую ориентацию. При этом кристалл разделяется на две части и более (рис. 6).

При некоторых температурах выявлена аномальная температурная зависимость скорости ползучести на стадии первичной ползучести (рис. 5, б). Для высоких температур характерно отсутствие стадии первичной ползучести, а скорости ползучести ($10^{-5}c^{-1}$) сравнимы со скоростью деформации, задаваемой при одноосном сжатии. Для ориентации оси деформации [$\bar{1}$ 3 9] напряжения в кубических плоскостях скольжения {0 0 1} отличны от нуля и наблюдаются следы кубического скольжения после ползучести. Если инверсная ползучесть связана с кубическим скольжением, то должна обнаруживаться стадия инверсной ползучести

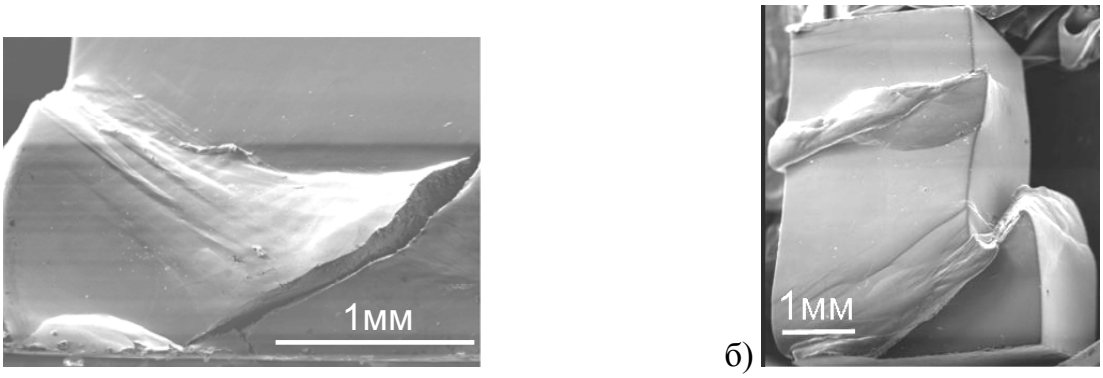


Рис. 6. Макрополосы локализации деформации после ползучести на поверхности монокристаллов Ni_3Ge ориентаций: (а) [0 0 1], σ=1040МПа; (б) [$\bar{1}$ 3 9], σ=850МПа; Т=973К (РЭМ)

для монокристаллов ориентации [$\bar{1}$ 3 9]. Однако наши исследования показали, что стадийность кривых ползучести у монокристаллов, имеющих отклонение от точного направления [0 0 1] не отличается от стадийности монокристаллов, у которых напряжения в кубических плоскостях равны нулю (рис. 7). Ускоренная

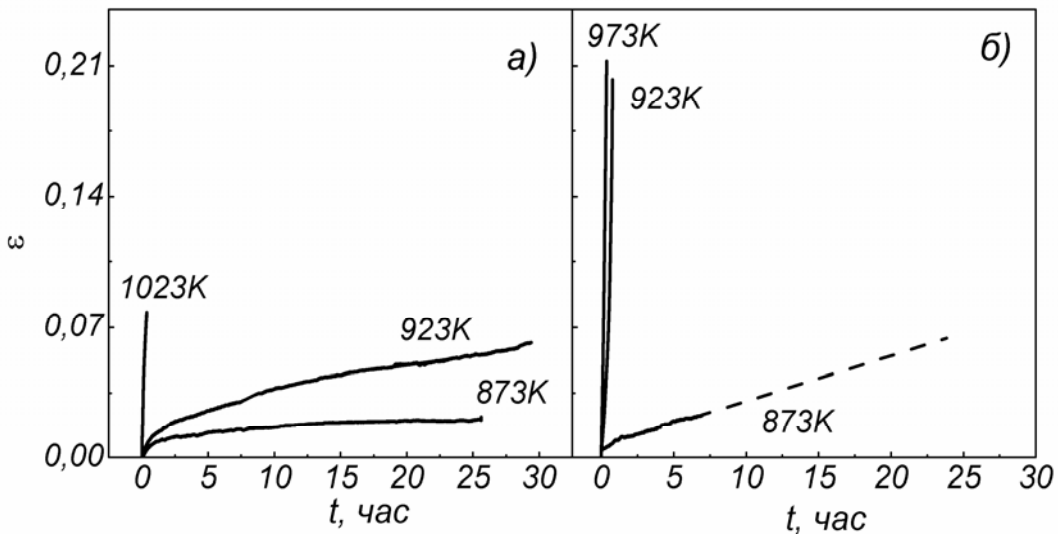


Рис. 7. Кривые ползучести монокристаллов Ni_3Ge при различных температурах испытания; ориентация [$\bar{1}$ 3 9]; величина нагрузки (а) σ=320 МПа; (б) σ=850 МПа

ползучесть в этом случае также наблюдается при высоких температурах и напряжениях и связана с суперлокализацией пластической деформации (рис. 6, б).

Отсутствие инверсной ползучести подтверждается и для кристаллов, у которых высокотемпературная деформация осуществляется одиночным кубическим скольжением. При исследовании кривых ползучести монокристаллов с ориентировками, близкими к направлению [$\bar{1}$ 1 1] (рис. 8), было выяснено, что в исследованном интервале температур и напряжений обнаруживаются кривые ползучести одного типа. Это двухстадийные кривые, имеющие стадию первичной и стадию стационарной ползучести. По сравнению с кристаллами ориентации [0 0 1] и [$\bar{1}$ 3 9] монокристаллы, ось деформации которых расположена вблизи направления [$\bar{1}$ 1 1], демонстрируют лучшее сопротивление деформации ползучести. Скорости ползучести при всех исследованных температурах и напряжениях имеют величину, лежащую в диапазоне значений $10^{-8} \div 10^{-7} c^{-1}$. На всех стадиях ползучести скорость деформации имеет нормальную температурную

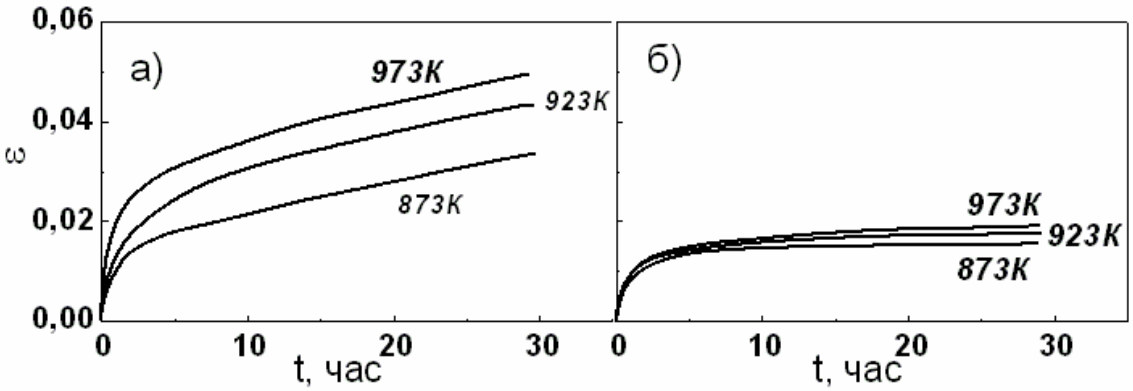


Рис. 8. Кривые ползучести монокристаллов Ni_3Ge при различных температурах испытания; ориентация [$\bar{1}$ 2 2]; величина нагрузки (а) σ=330 МПа; (б) σ=230 МПа

зависимость, т.е. увеличивается с ростом температуры. Монокристаллы проявляют высокую устойчивость скорости стационарной ползучести к изменению температуры испытания, которая мало изменяется с температурой. По результатам исследований, проведенных в работе на монокристаллах Ni_3Ge, можно сделать вывод о том, что инверсная ползучесть, наблюдаемая на монокристаллах Ni_3Al [1, 2], не связана с кубическим скольжением, поскольку последнее не может обеспечить ускорение ползучести.

С целью идентификации механизмов, контролирующих скорость стационарной ползучести ($\dot{\varepsilon}_s$), был проведен термоактивационный анализ с использованием соотношения:

$$\dot{\varepsilon}_s = \boldsymbol{A} \cdot \exp\left[\frac{-\Delta \boldsymbol{H}}{\boldsymbol{RT}}\right] = \boldsymbol{Z} \cdot \sigma^n \exp\left[\frac{-\Delta \boldsymbol{H}}{\boldsymbol{RT}}\right],$$

где $A = Z \cdot \sigma^n$ – предэкспоненциальный множитель, σ – приложенное напряжение, n – показатель степени, $\Delta \boldsymbol{H}$ – энергия (энтальпия) активации ползучести, $\boldsymbol{R}$ – универсальная газовая постоянная, $\boldsymbol{T}$ – температура испытания. Результаты анализа приведены в Таблице 3.

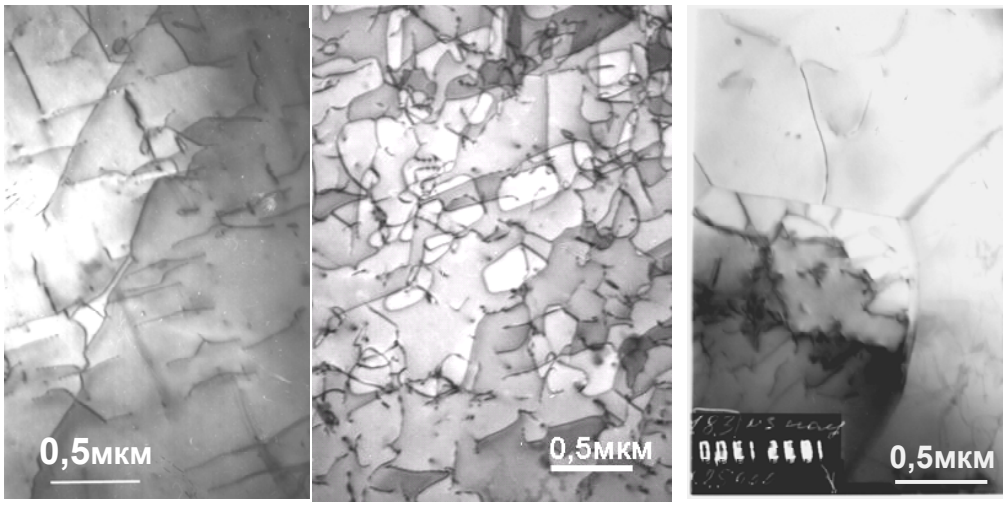
Таблица 3

Термоактивационные параметры ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge

ориентация	σ, 10^7Па	ΔH, эВ	n (923К)	$\ln A$
001	37 104	**3,5**±0,36 **3,4**±0,17	**3,5**	28,9 31,2
$\bar{1}$39	32 85	**3,6**±0,41 **3,98**±1,2		30,7 38,8
$\bar{1}$22	23 33	**0,06**±0,01 **0,05**±0,03	**5,8**	-16,41±0,21 -14,7±1,3

Анализ полученных параметров, дополненный структурными исследованиями методом просвечивающей электронной микроскопии и

исследованиями деформационного рельефа, позволил сделать следующие выводы о механизмах ползучести монокристаллов сплава N_3Ge. Для монокристаллов, имеющих ориентации вблизи направления [0 0 1], при низких температурах T<0,6Тпл (т. е. ниже температуры пика аномалии, наблюдаемого в условиях деформации с постоянной скоростью) основным элементом дислокационной структуры после деформации ползучести являются прямолинейные дислокации (рис. 9, а), скорости стационарной ползучести имеют очень низкие значения



а) б) в)

Рис. 9. Дислокационная структура монокристаллов сплава Ni_3Ge после ползучести. $\sigma = 1040$ МПа, (а) T=873К, (б) 923К, (в) 973К

($\sim 10^{-9} \div 10^{-8} c^{-1}$), следы скольжения тонкие, а на стадии первичной ползучести наблюдается аномальная температурная зависимость скорости ползучести. В этом случае ползучесть осуществляется октаэдрическим скольжением, а её скорость, контролируется самоблокировкой сверхдислокаций.

Повышение температуры и сдвиговых напряжений приводит к тому, что активизируются процессы диффузионного переползания сверхдислокаций. При этом ползучесть осуществляется октаэдрическим скольжением, а её скорость контролируется переползанием сверхдислокаций. Это проявляется в увеличении скорости ползучести и появлении в плоскостях скольжения большого количества криволинейных и изогнутых дислокаций (рис. 9, б). Измеренная величина энергии активации ползучести в этом случае близка к энергии активации самодиффузии (≈3,5эВ). В области высоких температур (>0,6Тпл) и напряжений ($\tau \geq 0{,}9\tau_0$) ползучесть связана с некристаллографическим сдвигом, а её скорость контролируется диффузионно-поддерживаемыми процессами возврата. Экспериментальными доказательствами данного механизма являются: 1) ускоренная (инверсная) ползучесть при высоких температурах; 2) высокие скорости ползучести, сравнимые со скоростями активной деформации; 3) обнаруженное в работе явление высокотемпературной суперлокализации пластической деформации при ползучести; 4) формирование фрагментированной и зёренной структуры в полосе суперлокализации (рис.9, в); 5) величина энергии активации ползучести, превышающая энергию активации 3,5эВ.

Для монокристаллов ориентации $[\bar{1}\ 2\ 2]$ и $[\bar{2}\ 3\ 4]$ высокотемпературная ползучесть связана с кубическим скольжением. Этот механизм проявляется в очень низкой эффективной энергии активации ползучести, которая составляет величину порядка 0,05эВ, макроскопически однородной деформации, в наблюдаемых грубых следах скольжения.

Глава 3 «Пластическое поведение монокристаллов сплава Ni_3Ge в опытах со ступенчатым нагружением и релаксацией напряжений» посвящена анализу и обсуждению результатов, полученных в опытах по вариации скорости и температуры деформации, релаксации напряжений. В работе предложен новый подход к анализу скоростной чувствительности сплавов со сверхструктурой $L1_2$, основанный на суперпозиции механизмов, дающих нормальный и аномальный отклики напряжений на изменение скорости деформации. Дано объяснение сложной формы скачка напряжений, наблюдаемой при вариации скорости деформации на монокристаллах сплавов со сверхструктурой $L1_2$. В этом случае обнаруживается более сложный, по сравнению с чистыми металлами, переходный процесс. Как показано на рис. 10, на котором приведена кривая течения монокристаллов сплава Ni_3Ge в момент изменения скорости деформации (на рис. 10 обозначена цифрой 3), с уменьшением скорости деформации напряжения сначала уменьшаются, а затем быстро возрастают с деформацией до нового перегиба, после которого процесс деформации можно назвать установившимся.

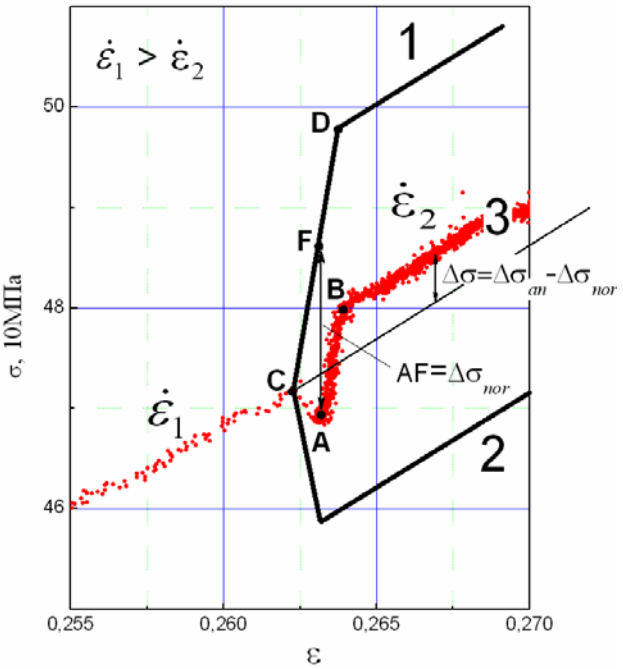


Рис. 10. Схема разделения нормальной и аномальной составляющих скачка напряжений. 1 – изменение аномальной составляющей; 2 – изменение нормальной составляющей; 3 – кривая деформации в момент изменения скорости. $\dot{\varepsilon}_1 = 5.5\%\ мин^{-1}$; $\dot{\varepsilon}_2 = 0.4\%\ мин^{-1}$

Описанные особенности связаны как с механизмами самоторможения сверхдислокаций, характерными для упорядоченных сплавов, так и с причинами, характерными для чистых металлов, вызывающими возрастание термоактивируемой составляющей сопротивления движению дислокаций при увеличении скорости движения дислокаций $\dot{a}_d$. Сопротивление деформированию в упорядоченных сплавах может быть представлено как функция нескольких переменных: 1 – средней плотности дислокаций леса ρ; 2 – плотности термоактивируемых дислокационных барьеров, образующихся на движущихся сверхдислокациях ρ^*; 3 – плотности подвижных дислокаций ρ_s; 4 – локальной температуры деформирования (T). Поэтому деформирующее напряжение можно представить как функцию нескольких переменных:

$$\sigma = \sigma(\rho, \rho^*, \rho_s, T, \dot{a}_d), \tag{5}$$

которые, в свою очередь, зависят от той скорости пластической деформации, которая задается внешним нагружающим устройством. Тогда приращение сопротивления деформированию в зависимости от скорости деформации ($\dot{a}$) можно представить как:

$$\frac{d\sigma}{d\dot{a}} = \frac{d\sigma}{d\rho}\frac{d\rho}{d\dot{a}} + \frac{d\sigma}{d\rho^*}\frac{d\rho^*}{d\dot{a}} + \frac{d\sigma}{d\rho_s}\frac{d\rho_s}{d\dot{a}} + \frac{d\sigma}{d\dot{a}_d}\frac{d\dot{a}_d}{d\dot{a}} + \frac{d\sigma}{dT}\frac{dT}{d\dot{a}}. \tag{6}$$

Эта сумма содержит как положительные, так и отрицательные члены. Величины $\frac{d\sigma}{d\rho}\frac{d\rho}{d\dot{a}}$, $\frac{d\sigma}{d\dot{a}_d}\frac{d\dot{a}_d}{d\dot{a}}$ очевидно положительны. Величина $\frac{d\sigma}{d\rho^*}\frac{d\rho^*}{d\dot{a}}$ – отрицательна, поскольку увеличение плотности барьеров приводит к возрастанию σ ($(\frac{d\sigma}{d\rho^*} > 0)$, в то время как увеличение скорости пластической деформации приводит к увеличению скорости движения дислокаций и уменьшению плотности барьеров, возникших на них термоактивируемым путем так, что $\frac{d\rho^*}{d\dot{a}} < 0$). По этой же причине возрастает плотность подвижных дислокаций $\frac{d\rho_s}{d\dot{a}} > 0$, в то время как $\frac{d\sigma}{d\rho_s} < 0$, деформирующие напряжения уменьшаются с увеличением плотности подвижных дислокаций. Наконец, в аномальных сплавах $\frac{d\sigma}{dT} > 0$, в то время как $\frac{dT}{d\dot{a}} \geq 0$.

Таким образом, изменение напряжений при вариации скорости пластической деформации у сплавов со сверхструктурой $L1_2$ содержит две составляющие противоположного знака:

$$\Delta\sigma = \left(\frac{d\sigma}{d\dot{a}}\right)_{nor} \Delta\dot{a} - \left(\frac{d\sigma}{d\dot{a}}\right)_{an} \Delta\dot{a} = \Delta\sigma_{nor} - \Delta\sigma_{an}, \qquad (7)$$

где $\Delta\sigma_{nor}$, $\Delta\sigma_{an}$ – нормальный и аномальный отклики напряжений на изменение скорости деформации соответственно.

Мгновенное изменение скорости деформирования вызывает отклик материала, имеющий конечную длительность. Поскольку механизмы аномального и нормального откликов различны, то и времена упомянутых переходных процессов могут существенно различаться. В эксперименте на сплавах со сверхструктурой $L1_2$ наблюдается форма скачка, соответствующая случаю, когда нормальные механизмы более мобильны по отношению к изменению скорости деформации, чем аномальные. При этом соотношение между величинами нормальной и аномальной составляющих полного скачка напряжений могут быть различными. На основе приведенных рассуждений предложена методика разделения скачка напряжений на нормальную и аномальную составляющие, проиллюстрированная на рис. 10.

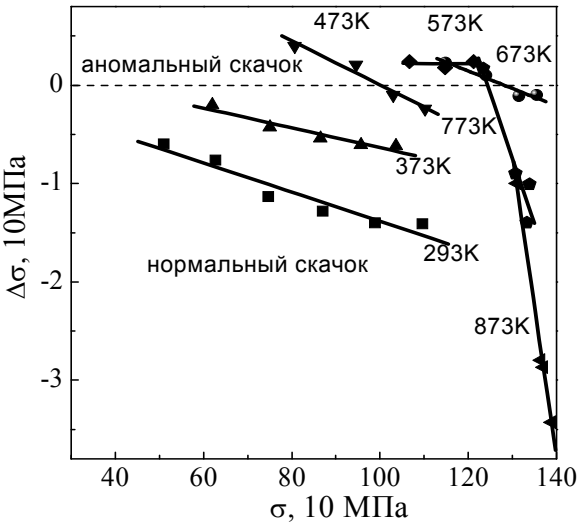


Рис. 11. Зависимость величины полного скачка напряжений $\Delta\sigma$ от деформирующего напряжения σ в монокристаллах Ni_3Ge ориентации [001]

На основании предложенной методики выполнен анализ нормальной и аномальной

составляющих полного скачка напряжений (рис. 11) при вариации скорости в условиях октаэдрического и кубического скольжений. Изучено влияние на составляющие скачка напряжений диапазона изменения скоростей деформации и химического состава сплава. Показано, что нормальная составляющая скачка напряжений с хорошей точностью описывается линейной зависимостью от напряжений $\Delta\sigma_{nor} = a_1 + a_2 \cdot \sigma$ (a_1 и a_2 – константы) при всех исследованных температурах (293…923К) (рис. 12, а). Аномальная составляющая скачка напряжений не зависит от деформирующих напряжений в интервале низких и средних температур (293…473К) (рис. 12, б).

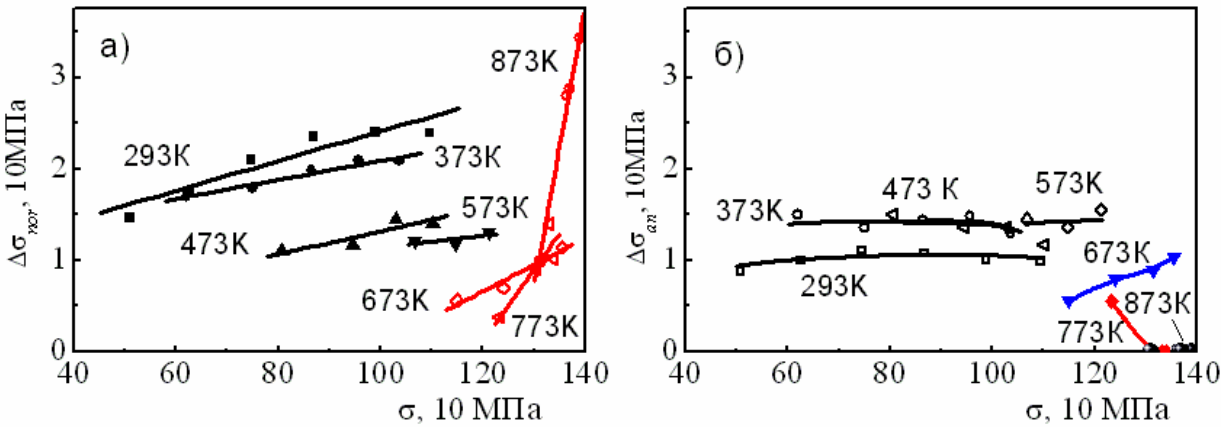


Рис. 12. Зависимость величины нормальной (а) и аномальной (б) составляющих скачка напряжений от деформирующих напряжений в монокристаллах Ni_3Ge ориентации [0 0 1] при разных температурах испытания

Результаты исследований скачков напряжений при вариации температуры деформации для монокристаллов сплава Ni_3Ge, показали, что в случае, когда не происходит изменения количества действующих систем скольжения, кривые зависимости $\Delta\tau = f(\tau)$ хорошо описываются линейным соотношением вида $\Delta\tau = c_1(T)\cdot(\tau - \tau_0) + c_2(T)$. Аналогичная зависимость имеет место и для чистых металлов и носит название закона Коттрела-Стокса. Основное отличие от традиционного закона Коттрела-Стокса в случае сплавов со сверхструктурой $L1_2$ состоит в том, что кривые $\Delta\tau = f(\tau)$ для некоторых ориентаций монокристаллов полностью лежат в области отрицательных значений. Было показано, что также как и при вариации скорости деформации, скачок напряжений при вариации температуры можно разделить на нормальную и аномальную составляющие.

Обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений. Это является свидетельством того, что механизмы самоблокировки проявляют себя не только в опытах по активному нагружению, но играют существенную роль в условиях релаксации напряжений, снижая подвижность дислокаций и уменьшая скорость деформации с увеличением температуры.

В главе 4 «Термоактивационный анализ пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$» сформулирован и реализован новый подход к проведению термоактивационного анализа для сплавов со сверхструктурой $L1_2$, обладающих аномальной температурной зависимостью механических свойств. В основу данного подхода положен принцип суперпозиции механизмов, дающих нормальный и аномальный отклики на изменение скорости или температуры деформации. На основании анализа нормальных составляющих скачка напряжений, полученных из опытов по вариации скорости и температуры деформации, были

вычислены эффективные активационные объемы и энергии активации контактного взаимодействия сверхдислокаций. Измерения эффективного активационного объема показали, что для всех температур выполняется линейная зависимость величины, обратной эффективному активационному объему от приложенного напряжения (рис. 13).

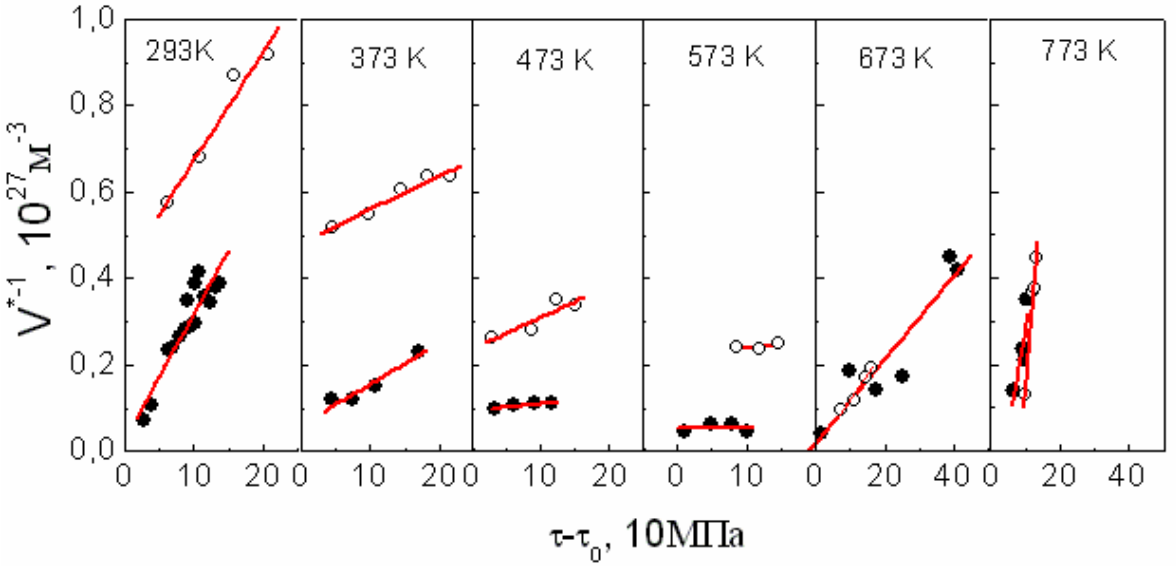


Рис. 13. Зависимости величины, обратной эффективному активационному объему (V^{*-1}), от сдвиговых напряжений (τ-τ_0) монокристаллов сплава Ni_3Ge ориентации [0 0 1] при различных температурах испытания, полученные из опытов по вариации скорости деформации (полые кружки) и аналогичные зависимости, полученные из опытов по релаксации напряжений (чёрные кружки)

Выявлены отличия в характере изменения эффективного активационного объема с температурой в случае октаэдрического скольжения и в случае кубического. Для октаэдрического скольжения температурный интервал, соответствующий аномальной температурной зависимости предела текучести, можно разделить на две стадии по характеру изменения эффективного активационного объема: стадию интенсивного увеличения активационного объема и стадию его быстрого снижения (рис. 14). Установлено, что максимум на температурной зависимости эффективного активационного объема смещен относительно максимума на температурной зависимости предела текучести в сторону низких температур. Для кубического скольжения с увеличением температуры активационный объем увеличивается на всем температурном интервале. Проведена оценка плотности дислокаций с использованием величин

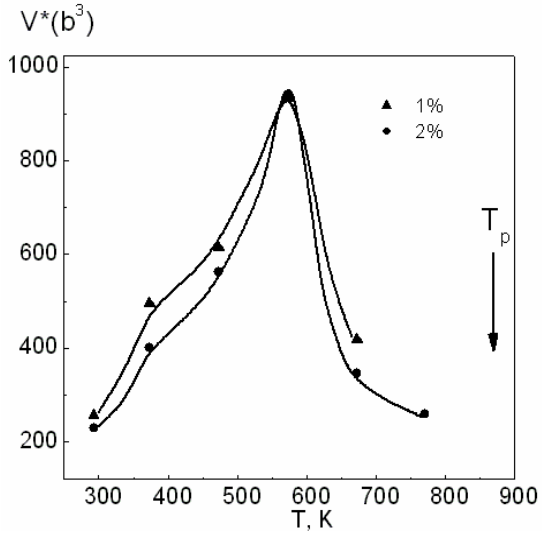


Рис. 14. Температурная зависимость эффективного активационного объема (V^*), полученного из опытов по релаксации напряжений, монокристаллов сплава Ni_3Ge ориентации [0 0 1] при разных степенях деформации (указаны на рисунке)

активационных объемов, которая показала совпадение порядка полученных величин со значениями плотностей дислокаций, измеренных с помощью методов просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Получены энергии активации пересечения сверхдислокаций для октаэдрического и кубического скольжений. Для октаэдрического скольжения при T=293K $U = (\mathbf{1,6} \pm 0{,}13)эВ$, при T=673K $U = (\mathbf{4,3} \pm 0{,}5)эВ$. Для кубического скольжения при T=473K $U = (\mathbf{1,2} \pm 0{,}12)эВ$.

Глава 5 – «Теоретическое описание ползучести и макроскопической локализации деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$».

Первая часть главы посвящена моделированию процессов ползучести сплавов со сверхструктурой $L1_2$. В работе выполнено математическое моделирование в концепции упрочнения и отдыха. В модели учитываются механизмы самоторможения сверхдислокаций. Полагается, что пластическая деформация осуществляется вследствие образования зон сдвига. При этом все дислокации разделены на две категории: 1) внутризонные дислокации, образовавшиеся либо вследствие возникновения барьеров Кира-Вильсдорфа на винтовых сверхдислокациях, либо вследствие торможения краевых дислокаций при осаждении на них точечных дефектов; 2) периферийные дислокационные скопления, образованные заторможенными на границах зон сдвига сдвигообразующими дислокациями. Дислокации, находящиеся в барьерах, и скользящие дислокации ведут себя в процессе ползучести принципиально различным образом. Барьерные конфигурации остаются неподвижными и не дают вклад в деформацию ползучести, в то время как сдвигообразующие периферийные дислокации обеспечивают деформацию ползучести. Прослежена эволюция каждой категории дислокаций с температурой и временем ползучести. Для каждой категории дислокаций записано своё дифференциальное уравнение баланса и уравнения баланса для точечных дефектов. Построено уравнение, описывающее скорость пластической деформации, с учетом вкладов в неё дислокаций различной природы и изменения их подвижности в процессе пластической деформации:

$$\frac{da}{dt} = \rho_\varepsilon \left(1 - 0{,}5\left[e^{-\frac{u_1}{kT}} + e^{-\frac{u_2}{kT}}\right]\right) b\, v_d\, (\xi\rho)^{-1/2} \left\{ exp\left(-\frac{U - \tau_s b^2 l_{сред}}{kT}\right) - exp\left(-\frac{U + \tau_s b^2 l_{сред}}{kT}\right)\right\}, \qquad (8)$$

где

$$l_{сред} = l \cdot \frac{1 - (0{,}6...0{,}8)\cdot e^{-\frac{u_1}{kT}}}{1 + e^{-\frac{u_1}{kT}}}. \qquad (9)$$

При построении данного уравнения учтено, что в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ часть дислокаций из общей плотности сдвигообразующих дислокаций (ρ_ε) оказывается неподвижной в связи с тем, что они заблокированы либо в барьерах Кира-Вильсдорфа (энергия активации u_1), либо в барьерных конфигурациях, образовавшихся при переползании сверхчастичных дислокаций (энергия активации u_2). Это приводит к тому, что плотность подвижных

дислокаций $\rho_s^* = \rho_\varepsilon \left(1 - 0{,}5 \left[e^{-\frac{u_1}{kT}} + e^{-\frac{u_2}{kT}} \right] \right)$ в этих сплавах убывает с возрастанием температуры. Возникновение барьеров Кира-Вильсдорфа вносит свои изменения в длину термоактивируемого свободного сегмента дислокации $l_{сред}$, см. уравнение (9). В среднем при образовании барьера Кира-Вильсдорфа блокируется 0,6–0,8 длины свободного сегмента дислокации (т.е. x=(0,6…0,8)l, где x – длина барьера Кира-Вильсдорфа, l – длина свободного сегмента дислокации в отсутствие барьера Кира-Вильсдорфа).

В работе показано, что возрастание температуры активирует два конкурирующих процесса: с одной стороны увеличивает подвижность сверхдислокаций, связанную с преодолением термоактивируемых стопоров, с другой стороны уменьшает долю подвижных дислокаций. Конкуренция этих двух процессов может приводить к снижению скорости ползучести по сравнению с чистыми металлами и возникновению аномалии скорости ползучести на ее начальной стадии. Численная реализация построенной математической модели (рис. 15) и анализ результатов расчетов показывают, что некоторые экспериментально наблюдаемые закономерности ползучести сплавов со сверхструктурой $L1_2$ находят объяснение в рамках предлагаемой модели. Так,

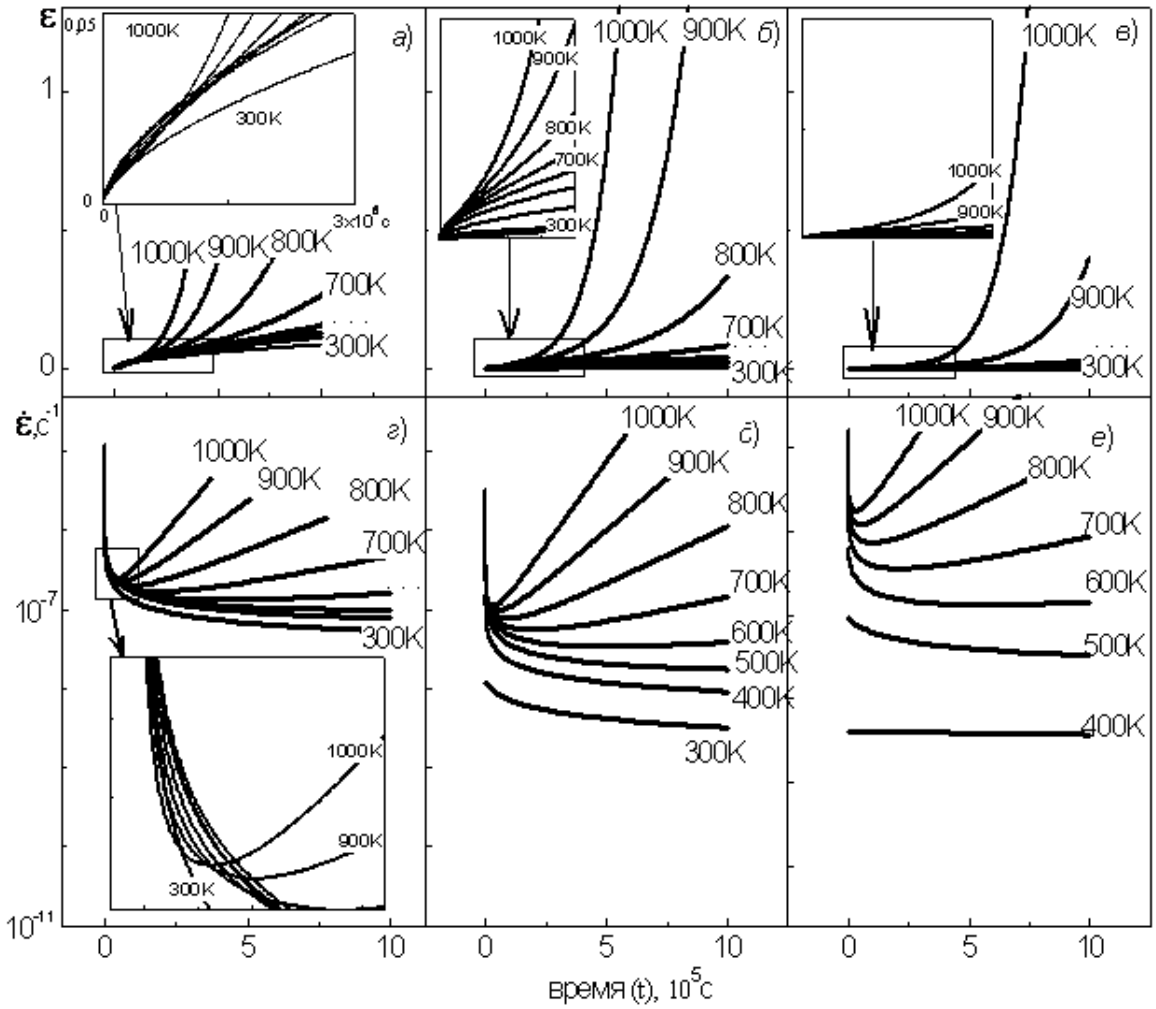


Рис. 15. Модельные кривые ползучести (*а-в*) и кривые зависимости скорости ползучести от времени (*г-е*) для разных температур и энергий активации: *а, г* – U = 0,3 эВ; *б, д* – U = 0,5 эВ; *в, е* – U = 1,0 эВ

например, удаётся описать немонотонную зависимость скорости пластической деформации от температуры (рис. 15, а, г).

Во второй части главы проведено математическое моделирование суперлокализации пластической деформации, наблюдаемой в условиях высокотемпературной деформации (см. рис. 6). Наряду с механизмами самоторможения сверхдислокаций, характерными для сплавов со сверхструктурой $L1_2$, в модели учитываются процессы динамического возврата, приводящие к перестройке дислокационной структуры и образованию дислокационных стенок. В модели учтено уменьшение концентрации точечных дефектов вследствие поглощения их краевыми дислокациями, что привело к снижению интенсивности образования дислокационных стенок. Получены новые сценарии развития решений системы уравнений, составляющих модель. Предложена физическая модель макроскопической локализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Показано, что суперлокализация пластической деформации определяется наличием концентраторов напряжений и немонотонным упрочнением элемента деформируемой среды. При этом не важно, какой конкретно набор механизмов определяет немонотонность упрочнения элемента деформируемой среды. Многократная немонотонность упрочнения элемента среды может служить причиной множественности полос макроскопической локализации деформации.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Экспериментально установлено, что для монокристаллов сплава Ni_3Ge аномальный рост напряжений течения начинается от температуры 4,2 K, энергия активации термического упрочнения при этом составляет несколько сотых долей электрон-вольт (0,02эВ). Решение уравнения динамики показало, что полученные при криогенных температурах малые значения энергии активации термического упрочнения связаны с движением дислокаций со скоростями, близкими к скорости звука. Показано, что для объяснения температурной аномалии напряжений течения и параметра междислокационного взаимодействия при криогенных температурах, необходимо привлечение механизма Кира-Вильсдорфа, экспериментальным доказательством которого являются, наблюдаемые в сплаве дислокации, находящиеся в барьерных прямолинейных конфигурациях при температуре 4,2К.
2. Проведено исследование пластического поведения монокристаллов сплава Ni_3Ge, имеющих отклонение состава от стехиометрии. Установлено, что на температурных зависимостях предела текучести обнаруживаются стадии термического упрочнения, аналогичные стадиям, выявленным при исследовании монокристаллов стехиометрического состава. Увеличение отклонения от стехиометрии состава сплава приводит к увеличению температур начала и конца стадий. При температурах, соответствующих положительной температурной зависимости напряжений течения, сдвиговые напряжения уменьшаются с уменьшением концентрации атомов Ge, а при температурах, соответствующих отрицательной температурной зависимости напряжений течения, сдвиговые напряжения увеличиваются.
3. Установлено, что изменение состава сплава оказывает наибольшее влияние на положение «пика» аномалии в том случае, когда следующее за ним уменьшение напряжений с температурой связано преимущественно с процессами диффузионного движения дефектов (максимум на температурной зависимости напряжений течения монокристаллов ориентации [001], второй высокотемпературный максимум на температурной зависимости напряжений течения монокристаллов ориентации $[\bar{2}34]$). Положения максимума, природа которого связана с началом кубического скольжения (первый максимум на

температурной зависимости напряжений течения монокристаллов ориентации [$\bar{2}$34]), не зависит от выбранных в работе вариаций состава сплава.

4. Основные закономерности изменения напряжений течения при отклонении состава сплава Ni_3Ge от стехиометрии непротиворечиво объясняются в рамках теоретико-феноменологической схемы термического упрочнения, в основе которой лежит суперпозиция механизмов различной природы. С использованием предложенной в работе схемы восходящая и нисходящая ветви температурной зависимости предела текучести описываются двумя энергиями активации. Восходящей ветви температурной зависимости соответствует низкотемпературная энергия активации u_1, которая в зависимости от состава сплава изменяется в диапазоне $(0{,}94\div1{,}7)\cdot10^{-2}$ эВ и энергия активации $u_2=(7{,}2\div12{,}1)\cdot10^{-2}$ эВ, описывающая высокотемпературную часть восходящей ветви аномалии. Изменение состава сплава в большей степени оказывает влияние на высокотемпературную энергию активации u_2. Снижение напряжений течения, следующее за «пиком» аномалии, описывается энергией активации u^*_1, которая в зависимости от состава сплава изменяется в диапазоне $(6{,}2\div7{,}2)\cdot10^{-2}$ эВ и второй энергией активации u^*_2, имеющей значения $(7{,}5\div8{,}5)\cdot10^{-2}$эВ. Увеличение отклонения от стехиометрии состава сплава приводит к увеличению энергий активации.

5. Установлены механизмы, контролирующие скорость ползучести монокристаллов Ni_3Ge разной ориентации в различных температурных интервалах.

<u>В области температур</u> $T<0{,}6T_{пл}$ и $\tau\approx0{,}9\tau_0$ или $T=0{,}6T_{пл}$ и $\tau<0{,}9\tau_0$, (τ_0 – предел текучести) ползучесть монокристаллов Ni_3Ge ориентации [0 0 1] осуществляется октаэдрическим скольжением, а её скорость, контролируется самоблокировкой сверхдислокаций. Этот механизм проявляется при крайне низкой скорости стационарной ползучести ($\sim10^{-9}\div10^{-8}c^{-1}$) и не зависит от уровня приложенных напряжений. На стадии первичной ползучести наблюдается аномальная температурная зависимость скорости ползучести. Основным элементом дислокационной структуры при этом являются прямолинейные дислокации, доля которых составляет 0,8 от общей плотности дислокаций.

<u>В области температур $\approx0{,}6T_{пл}$ и напряжений $\tau\geq0{,}9\tau_0$</u> ползучесть осуществляется октаэдрическим скольжением, а её скорость контролируется переползанием сверхдислокаций. Ориентационная зависимость скорости стационарной ползучести связана с октаэдрическим скольжением. В плоскостях скольжения наблюдается увеличение доли криволинейных и изогнутых дислокаций от общего числа дислокаций. Измеренная величина энергии активации ползучести, равная 3,4эВ, близка к энергии активации самодиффузии.

<u>В области температур $>0{,}6T_{пл}$ и напряжений $\tau\geq0{,}9\tau_0$</u> ползучесть связана с некристаллографическим сдвигом, а её скорость контролируется диффузионно-поддерживаемыми процессами возврата. Экспериментальными доказательствами данного механизма является совокупность явлений: 1) ускоренная ползучесть при высоких температурах; 2) скорости ползучести, сравнимые со скоростями активной деформации; 3) обнаруженное в работе явление высокотемпературной суперлокализации пластической деформации при ползучести; 4) формирование фрагментированной и зёренной структуры; 5) величина энергии активации ползучести, превышающая энергию активации 3,4эВ; 6) отсутствие связи ориентационной зависимости скорости ползучести с кристаллографическим скольжением при высоких температурах.

Для монокристаллов ориентации [$\bar{1}$ 2 2] и [$\bar{2}$ 3 4] высокотемпературная ползучесть связана с кубическим скольжением. Этот механизм проявляется в очень

низкой эффективной энергии активации ползучести (≈0,05эВ), макроскопически однородной деформации, и в наличии грубых следов скольжения.

6. Установлено, что форма скачка напряжений, наблюдаемая при вариации скорости деформации на монокристаллах интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$, существенно усложнена по сравнению со скачками напряжений, наблюдаемыми на чистых металлах. При вариации скорости деформации обнаруживается более сложный переходный процесс: изменение напряжений сопровождается образованием на кривой течения своеобразного «зуба текучести» при увеличении скорости деформации или провала при уменьшении скорости деформации. С уменьшением скорости деформации напряжения сначала уменьшаются, а затем быстро возрастают с деформацией до нового перегиба, после которого процесс деформации можно назвать установившимся. Качественные особенности формы скачка напряжений, наблюдаемого при вариации скорости деформации, его эволюция с температурой и деформацией, позволили предложить теоретическую схему, объясняющую наблюдаемую форму скачка напряжений на основе суперпозиции механизмов, дающих нормальный и аномальный отклики на изменение скорости деформации.

7. На основе анализа нормальной и аномальной составляющих скачка напряжений при вариации скорости деформации в условиях октаэдрического и кубического скольжений, влияния на них диапазона изменения скоростей и химического состава сплава установлены следующие закономерности:

- нормальная составляющая скачка напряжений с хорошей точностью описывается линейной зависимостью от напряжений $\Delta\sigma_{nor} = a_1 + a_2 \cdot \sigma$ (a_1, a_2 – константы), подобной зависимостям скачка напряжений для чистых металлов. Отличие от чистых металлов заключается в характере влияния температуры на коэффициенты a_1 и a_2;
- аномальная составляющая скачка напряжений не зависит от деформирующих напряжений в интервале низких и средних температур. При повышенных температурах возможно увеличение с деформацией величины аномальной составляющей скачка напряжений;
- увеличение диапазона вариации скорости деформации приводит к увеличению как нормальной, так и аномальной составляющей скачка напряжений;
- анализ температурных зависимостей скачков напряжений выявляет двухстадийный характер изменения скоростной чувствительности с температурой в интервале температурной аномалии напряжений течения;
- аномальная скоростная чувствительность напряжений течения зависит от соотношения величин нормальной и аномальной составляющих скачка напряжений. В условиях октаэдрического скольжения наблюдается при повышенных температурах ($0{,}3T_{пл}<T<0{,}6T_{пл}$) в начале деформирования, при изменении скорости деформации на один порядок;
- обнаружена аномальная скоростная чувствительность напряжений течения в условиях кубического скольжения;
- отклонение состава сплава Ni_3Ge от стехиометрии показало, что при температурах 293К и 373К монокристаллы всех составов сплава проявляют очень похожее поведение: аномальная составляющая не изменяется с деформацией, нормальная составляющая линейно увеличивается. Состав сплава влияет на абсолютные величины скачка и его составляющие, практически не изменяя наклон зависимостей $\Delta\sigma(\sigma)$, $\Delta\sigma_{nor}(\sigma)$, $\Delta\sigma_{an}(\sigma)$. Чем ближе состав сплава к стехиометрическому, тем более схоже их поведение. При максимальном

отклонении от стехиометрии характер зависимостей $\Delta\sigma(\sigma)$, $\Delta\sigma_{nor}(\sigma)$, $\Delta\sigma_{an}(\sigma)$ существенно изменяется, с увеличением температуры скачкообразно изменяются наклоны зависимостей $\Delta\sigma(\sigma)$, $\Delta\sigma_{nor}(\sigma)$. Установлено, что аномальная часть скоростной чувствительности с уходом от стехиометрии увеличивается.

8. Выполнен сравнительный анализ скоростной чувствительности в двух типах опытов: а) деформация с многократной быстрой сменой скорости на один порядок в процессе деформирования; б) деформация с различными скоростями с целью получения полных макроскопических зависимостей напряжение – деформация. Выявлено качественное совпадение поведения величины скоростной чувствительности в обоих типах экспериментов. Скоростная чувствительность, полученная из опытов на разных образцах, имеет более высокие значения, что свидетельствует о наличии структурной составляющей, дающей необратимую часть в изменение сдвиговых напряжений.

9. Проведены опыты по вариации температуры деформации. Обнаружена выполнимость закона Коттрелла-Стокса для монокристаллов Ni_3Ge разной ориентации при условии неизменности количества действующих систем скольжения. Установлено, что также как и в случае вариации скорости деформации, скачок напряжений при вариации температуры имеет нормальную и аномальную составляющие.

10. Обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений. Полученные результаты свидетельствуют, что механизмы самоблокировки проявляют себя не только в опытах по активному нагружению, но играют существенную роль в условиях релаксации напряжений, снижая подвижность дислокаций и уменьшая скорость деформации с увеличением температуры.

11. Предложен новый подход к проведению термоактивационного анализа для сплавов со сверхструктурой $L1_2$, обладающих аномальной температурной зависимостью механических свойств. В основу подхода положен принцип суперпозиции механизмов, дающих нормальный и аномальный отклики на изменение скорости или температуры деформации. На основании предложенного подхода определены основные термоактивационые параметры (V^*, U).

- Измерения эффективного активационного объема показали, что для всех температур выполняется линейная зависимость величины (V^{*-1}) от τ. Изменение эффективного активационного объема с деформацией, также как и для чистых металлов, определяется преимущественно процессами, зависящими от плотности дислокаций. Для октаэдрического скольжения температурный интервал, соответствующий аномальной температурной зависимости предела текучести, может быть разделен на две стадии по характеру изменения эффективного активационного объема: стадию интенсивного увеличения активационного объема и стадию его быстрого снижения. Максимум на температурной зависимости эффективного активационного объема смещен относительно максимума на температурной зависимости предела текучести в сторону низких температур. Для кубического скольжения с увеличением температуры активационный объем увеличивается на всем температурном интервале.
- Проведена оценка плотности дислокаций с использованием значений активационных объемов, которая показала совпадение порядка полученных величин со значениями плотностей дислокаций, измеренных с помощью метода ПЭМ.

- Получены величины энергии активации контактного взаимодействия дислокаций при октаэдрическом скольжении и кубическом. Для октаэдрического скольжения (ориентация монокристаллов [001]) при T=293K $U = (\mathbf{1,6} \pm 0{,}13)эВ$, при T=673K $U = (\mathbf{4,3} \pm 0{,}5)эВ$. Для кубического скольжения (ориентация монокристаллов [$\bar{2}34$]) при T=473K $U = (\mathbf{1,2} \pm 0{,}12)эВ$.

12. Построена модель ползучести интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$. В модели предполагается, что ползучесть обуславливается термоактивируемым движением дислокаций, аналогичным их движению в чистых металлах. Термоактивируемое движение сверхдислокаций осложняется механизмами термоактивируемого самоторможения сверхдислокаций. Конкуренция этих двух процессов приводит к снижению скорости ползучести по сравнению с чистыми металлами и возникновению аномалии скорости ползучести на ее начальной стадии.
13. Предложена физическая модель макроскопической локализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Получены новые сценарии развития решений системы уравнений, составляющих модель деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$, учитывающей процесс перестроения дислокаций в стенки. Показано, что суперлокализация пластической деформации определяется наличием концентраторов напряжений и немонотонным упрочнением элемента деформируемой среды.

Список цитируемой литературы

1. Hemker K.J., W.D. Nix An investigation of the creep of Ni_3Al(B, Hf) single crystals at intermediate temperatures // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. – V.133, Warrendale, PA, 1989, P.481-486.
2. Hemker K.J., W.D. Nix, M.J. Mills An investigation of the mechanisms that control intermediate temperature creep of Ni_3Al // Acta Metal. Mater. – 1991. – V.39. – P.1901-1913.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Старенченко В.А., Абзаев Ю.А., Соловьева Ю.В., Козлов Э.В. Термическое упрочнение монокристаллов Ni_3Ge // ФММ. – 1995. – Т. 79. – вып. 1. – С. 147-155.
2. Абзаев Ю.А., Соловьева Ю.В., Козлов Э.В., Чернышев А.И. К расчету сдвиговых напряжений в монокристаллах сплава Ni_3Ge // Изв. вузов. Физика. – 1995. – № 6. – С.49-53.
3. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Попов Л.Е. Динамика дислокаций и термическое упрочнение в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. вузов. Физика. – 1996. – № 2. – С.57-61.
4. Ориентационная зависимость термического упрочнения монокристаллов сплава Ni_3Ge / Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Смирнов Б.И. // Физика твердого тела. – 1996. – № 38. – С.3050-3058.
5. Абзаев Ю.А., Соловьева Ю.В. Распределение локальных напряжений в монокристаллах Ni_3Ge // Изв. вузов Физика. – 1997. – № 3. – С.87-92.
6. Абзаев Ю.А., Соловьева Ю.В. Анализ распределения деформаций в локальных местах монокристаллов Ni_3Ge // ПМТФ. – 1998. – №1. – С.154-159.
7. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А. Модель термического упрочнения в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Вестник Тамбовского государственного университета. – 1998. – Т. 3. – вып.3. – С.260-262.
8. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Николаев В.И., Шпейзман В.В., Смирнов Б.И. Эволюция дислокационной структуры при деформации монокристаллов Ni_3Ge разной ориентации // Физика твердого тела. – 1998. – Т. 40. – № 4. – С.81-89.

9. Термическое упрочнение сплава Ni_3Ge с $L1_2$-сверхструктурой в условиях низких температур / Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Николаев В.И., Шпейзман В.В., Смирнов Б.И. // Физика твердого тела. – 2000. – Т. 42. – №11. – С.2017-2024.
10. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Николаев В.И., Шпейзман В.В., Смирнов Б.И. Термическое упрочнение сплава Ni_3Ge в условиях низких температур // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2000. – Т. 5. – вып. 2-3. – С.187-189.
11. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Природа термического упрочнения в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. вузов. Физика. – 2002. – Т.45. – № 3. – С.41-51.
12. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Механизмы и модели термического упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$ // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2003. – Т.8. – вып.4. – С.563-566.
13. Старенченко В.А., Бурцев Б.И., Соловьева Ю.В. Моделирование аномальной дислокационной ползучести в интерметаллидах со сверхструктурой $L1_2$ // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2003. – Т.8. – вып. 4. – С.573-575.
14. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Норкин В.В. Релаксация напряжений и ползучесть в монокристаллах сплава Ni_3Ge со сверхструктурой $L1_2$ // Известия РАН. Серия физическая. – 2003. – Т.67. – №6. – С.806-809.
15. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Соловьева Ю.В., Бурцев Б.И., Старенченко С.В. Математическая модель термического и деформационного упрочнения монокристаллов сплавов, упорядочивающихся по типу $L1_2$ / Гл.7 в моногр. Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем // Под. общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 356 с. (С.165-193).
16. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Соловьева Ю.В. Генерация и накопление точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ при пластической деформации // ФММ. – 2004. – Т. 97. – № 6. – С.9-15.
17. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А., Аномальный скачок напряжений при вариации скорости деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge со сверхструктурой $L1_2$ в условиях кубического скольжения // ФММ. – 2005. – Т. 100. – № 4. – С.78-84.
18. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Соловьева Ю.В., Бурцев Б.И., Старенченко С.В. Модель термического упрочнения монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$ с промежуточным состоянием порядка // ФММ. – 2005. – Т. 100. – № 4. – С.85-95.
19. Соловьева Ю.В., Пантюхова О.Д., Бурцев Б.И., Старенченко В.А. Вклады механизмов генерации антифазных границ в сопротивление деформации монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. вузов. Физика. – 2005. – Т.48. – № 7. – С.8-14.
20. Соловьева Ю.В., Бурцев Б.И., Старенченко В.А Дислокационная ползучесть монокристаллов интерметаллических соединений со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. вузов. Физика. – 2005. – Т.48. – № 9. – С.28-35.
21. Лычагин Д.В., Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Классификация и масштабная иерархия структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т.8. – № 6. – С.67-77.
22. Koneva N.A., Yu.V. Solov'eva, Starenchenko V.A., Kozlov E.V. Parameters of dislocation structure and work hardening of Ni_3Ge// Mater. Res. Soc. Symp. Proc. V.842, Warrendale, PA, 2005, S5.25.
23. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А., Старенченко В.А. Скоростная чувствительность механических свойств сплавов со сверхструктурой $L1_2$ // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – №2. – 2005. – С.20-25.
24. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. Механические свойства монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в опытах по вариации температуры и скорости деформации // Изв. вузов. Физика. – 2006. – Т. 49. – № 1. – С.25-33.

25. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Бурцев Б.И., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А. Высокотемпературная суперлокализация деформации монокристаллов интерметаллида Ni_3Ge // Известия РАН. Серия физическая. – 2006. – Т.70. – № 11. – С.1683-1685.
26. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. Деформационное и термическое упрочнение сплавов со сверхструктурой $L1_2$ // Известия РАН. Серия физическая. – 2006. – Т.70. – № 7. – С.1018-1020.
27. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Ковалевская Т.А. Термическое и деформационное упрочнение монокристаллов сплавов сверхструктурой $L1_2$ – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 292 с.
28. Абзаев Ю.А., Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Козлов Э.В. Влияние ориентации на температуру пика аномалии предела текучести в монокристаллах сплава Ni_3Ge // ФММ. – 2006. – Т.101. – №6. – С.644-648.
29. Старенченко В.А., Ю.В. Соловьёва, Трепутнева Т.А. Локализация деформации в монокристаллах с $L1_2$ – сверхструктурой / Гл. 1. в моногр. Особенности структуры и свойства перспективных материалов // Под общ. Ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 392 с. (С.7-31).
30. Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В. Влияние отклонения от стехиометрии атомного состава фазы Ni_3Ge на особенности пластического поведения монокристаллов различной ориентации / Гл. 5. в моногр. Эволюция структуры и свойства металлических материалов // Под общ. Ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 444 с. (С. 111-150).
31. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В. Влияние отклонения от стехиометрии атомного состава фазы Ni_3Ge на особенности пластического поведения монокристаллов ориентации [001] // Изв. РАН. Серия физическая. – 2008. – Т.72. – №10. – С.1479-1482.
32. Starenchenko V.A., Solovjeva Yu.V., Abzaev Yu. A., Kozlov E.V., Koneva N.A. Orientation dependence of yield stress and work hardening rate of Ni_3Ge at different temperatures // Materials Science & Engineering A. – 2008. – V. 483-484. – P.602-606.
33. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. Исследование ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge // Изв. вузов. Физика. – 2009. – №4. - С.53-59.
34. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Соловьева Ю.В., Попов Л.Е Генерация и накопление точечных дефектов в процессе пластической деформации в монокристаллах с ГЦК-структурой // Изв. вузов. Физика. – 2009. – №4. – Т.52. – С.60-71.
35. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В. Модель дислокационной ползучести монокристаллов сплаво в со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. вузов. Физика. – 2009. – №9/2. – С.118-124.
36. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А. Изучение кривых ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge разной ориентации // Изв. вузов. Физика. – 2009. – №9/2. – С.98-107.
37. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Геттингер М.В. и др. Изучение процессов деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge, ориентированных вдоль направления $[\bar{1}39]$ // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2009. – №12. – С.28-32.

Изд. лиц. № 021253 от 31.10.97 Подписано в печать 27.07.2010.
Бумага офсет. Гарнитура Таймс, печать офсет. Уч.-изд.л.2,0 Тираж 100 экз.
Заказ №322

Изд-во ТГАСУ, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2
Отпечатано с оригинал-макета в ООП ТГАСУ
634003, г. Томск, ул. Партизанская, 15