

**ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР В ИСХОДНО
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖАРОПРОЧНОМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ СО
СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1₂**

**Соловьева Ю.В.¹⁾, Старенченко В.А.¹⁾, Пилюгин В.П.²⁾, Толмачев Т.П.²⁾,
Старенченко С.В.¹⁾, Анчаров А.И.³⁾**

¹⁾Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск,

²⁾Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
г. Екатеринбург, ³⁾Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г.

Новосибирск, Россия, j_sol@mail.ru

Из исходно монокристаллического состояния сплава Ni₃Ge, были получены ультрамелкозернистые структуры двумя способами: 1) локально через проявление эффекта высокотемпературной суперлокализации при деформации монокристаллов осадкой, 2) интегрально во всём образце методом сдвига (кручения) под высоким давлением в камере Бриджмена.

Проведена высокотемпературная деформация одноосным сжатием монокристаллов сплавов Ni₃Ge ориентации [001] и [139] в условиях активной деформации и ползучести с целью получения полос суперлокализации пластической деформации. Исследован деформационный рельеф вблизи полос суперлокализации с помощью растровой электронной микроскопии. Получены металлографические картины боковых граней деформированных кристаллов, исследована внутренняя структура полос суперлокализации. Проведено рентгеноструктурное исследование полос суперлокализации и прилегающих к ним областей монокристаллов узким рентгеновским пучком интенсивного синхротронного излучения. Проведена деформация образцов Ni₃Ge с ориентировкой грани [001] под высоким квазигидростатическим давлением 8-10 ГПа в камере Бриджмена при различных температурах испытания. Исследованы с помощью сканирующего электронного микроскопа поверхности торцевых изломов образцов исходных и после сдвига под давлением деформированных при разных температурах и степенях деформации образцов, разрушенных в схеме на изгиб.

Исследования позволили выяснить влияние вида нагружения монокристаллов Ni₃Ge и кристаллогеометрические условия, для наблюдения полос суперлокализации и локального формирования зеренной структуры. Было показано, что наиболее благоприятной для развития полос суперлокализации и локального формирования зеренной структуры является ориентировка монокристаллов [001]. При отклонении оси деформации в направлении к полюсу стереографического треугольника (111), когда факторы Шмида для кубических систем превышает или сравнимы с факторами Шмида для октаэдрических систем, суперлокализация полностью подавляется, зёрненная структура при этом не формируется. Проведены измерения среднего размера зерен в полосе суперлокализации при различных условиях деформации монокристаллов.

Применение синхротронного излучения для дифрактометрических исследований локальной структуры образца внутри полосы суперлокализации показало, что дальний атомный порядок сверхструктуры частично разрушен. В структуре полосы обнаруживаются области с аморфным состоянием материала.

Под высоким квазигидростатическим давлением после деформации в камере Бриджмена образцов Ni₃Ge с ориентировкой грани [001] получена ультрамелкозернистая структура при температуре кипения жидкого азота и комнатной. Сравнение показало, что при температуре кипения азота средний размер зерен оказывается меньше, чем при комнатной температуре при тех же условиях.

Методами математического моделирования исследованы процессы деформационного разрушения дальнего порядка в сплавах с L1₂ сверхструктурой. Проведены расчеты зависимости эффективного параметра дальнего порядка от степени деформации, в рамках математической модели деформационного упрочнения и разрушения дальнего атомного порядка в сплавах со сверхструктурой L1₂. В рассмотренной модели параметр дальнего порядка слабо уменьшается со степенью деформации, достигая значений равных 0,75.

Проведенные экспериментальные исследования позволили сформулировать физическую модель формирования ультрамелкозернистых структур из исходного монокристалла интерметаллида со сверхструктурой $L1_2$ под воздействием мегапластических деформаций. Было показано, что в рассматриваемых материалах отсутствует стадия динамического зарождения структур разориентации. Отсутствие этой стадии определяется тем, что всякое взаимодействие краевых дислокаций с точечными дефектами приводит к потере общей плоскости скольжения и торможению сверхдислокаций, препятствуя дальнейшему скольжению, и, таким образом, вместо зародышей стенок из дислокаций мы имеем случайно распределенные по зоне сдвига дислокации, остановившиеся вследствие взаимодействия с точечными дефектами. Вместо динамического образования стенок формируется структура со случайно распределенными дислокациями в зоне сдвига. Тогда в отсутствие зародышей границ разориентации дальнейшее подрастание дислокационных стенок вследствие поглощения зародышами дислокаций из случайно сформированных субструктур оказывается невозможным. Такой процесс отчетливо наблюдается на эксперименте. При умеренных температурах в этих материалах формируется однородная дислокационная среда. Распределение дислокаций описывается логарифмически нормальной функцией, характерной для случайного распределения. Однородная дислокационная структура сохраняется до весьма высоких деформаций, достигнутых нами в наковальнях Бриджмена. Плотности дислокаций в рассматриваемых материалах достигают значений недостижимых для чистых ГЦК-металлов. Однако это не означает, что в таких материалах в принципе не возможны субструктурные превращения, приводящие к формированию разориентированных субструктур. В этих материалах возможны два пути. Один из них связан с возможностью разрушения дальнего порядка в этих материалах и переходам к механизмам деформации, характерным для чистых ГЦК-металлов. Такое явление наблюдается в материалах с низкой энергией АФГ (антифазных границ), например в Ni_3Fe , где разрушение дальнего порядка сопровождается формированием субструктур разориентации, либо для интерметаллидов в ситуации деформации кручением под высоким давлением в наковальнях Бриджмена. Другой путь связан с тем, что при выращивании монокристаллов с $L1_2$ сверхструктурой возникают неидеальности в кристаллической структуре в виде малоугловых разориентировок. Эти малоугловые границы, плотность которых весьма низкая могут являться зародышами для дальнейшего подрастания границ разориентации. Однако из-за низкой плотности этих зародышей для возникновения значительных плотных структур разориентации необходимо обеспечить высокие скорости кинетики движения сверхдислокаций краевой ориентации. Это может быть обеспечено лишь при высоких температурах и высоких плотностях точечных дефектов. Последнее требует, кроме всего, высоких напряжений деформирования. Такие условия, в частности, обеспечиваются при высокотемпературной деформации в области температур выше 873 К, где наблюдаются локальные дислокационные перестройки однородной дислокационной структуры, приводящие к потере устойчивости однородной пластической деформации и образованию полос суперлокализации пластической деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №16-03-00182-а)

Рентгеновские синхротронные измерения проведены на экспериментальной станции «Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне» ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск.