

**СУБСТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР
МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ С
РАЗНОЙ ПОДВИЖНОСТЬЮ ДИСЛОКАЦИЙ.
ЭКСПЕРИМЕНТ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ**

**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

Работа посвящена решению фундаментальных вопросов физики деформационного субструктурного измельчения металлических материалов и получения наноструктурированного состояния. Несмотря на то, что достигнут значительный прогресс в методических и технологических вопросах формирования ультрамелкозернистых металлических материалов с различными практически значимыми свойствами, остается множество нерешенных проблем, касающихся выяснения природы микромеханизмов, определяющих структуру, механические свойства и пластическое поведение ультрамелкозернистых металлических материалов. Открытым остается вопрос о взаимосвязи субструктурной эволюции металлических материалов, происходящей на начальных и средних стадиях деформации со структурами мегапластической деформации, наблюдаемыми после обработки методами интенсивной пластической деформации. Зависит ли финальная структура при переходе к мегапластическим деформациям от предыстории субструктурных превращений, либо мелкокристаллическое и наноструктурное состояние является своеобразным аттрактором – состоянием к которому система приходит независимо от начальных условий? Не решен вопрос о влиянии подвижности и строения индивидуального носителя пластической деформации – дислокации на процессы субструктурного измельчения и получение конечного наноструктурного состояния.

Целью настоящего исследования является установление взаимосвязи между закономерностями формирования и эволюции субструктур деформации, формирующихся в ГЦК монокристаллах с различной подвижностью дислокаций на начальных и средних стадиях деформации, с процессами измельчения субструктуры монокристаллов при мегапластических деформациях. В качестве объектов исследования выбраны монокристаллы чистого металла Ni (никеля) (обладают высокой энергией дефекта упаковки, слабым расщеплением дислокации Шокли, высокой подвижностью дислокаций), монокристаллы интерметаллидов, упорядоченных по типу $L1_2$ (Ni_3Ge , Ni_3Al) и упорядоченный сплав этой же сверхструктуры Ni_3Fe . Дислокации (сверхдислокации) в этом случае движутся группами, разделенными полосой антифазной границей. Подвижность сверхдислокации существенно снижена, по сравнению с дислокациями в чистых металлах и твердых растворах, вследствие механизмов самоблокировки.

В работе проведен комплекс исследований, включающий в себя как изучение эволюции субструктуры деформированных монокристаллов методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновского синхротронного излучения на просвет, так и теоретический анализ субструктурной фрагментации методами математического моделирования в терминах дислокационной кинетики. Анализ эволюции субструктуры при средних степенях деформации при одноосном сжатии монокристаллов чистого Ni и монокристаллов Ni_3Ge , показал, что имеются существенные различия в особенностях развития субструктур. В результате деформации монокристаллов Ni наблюдается характерная для чистых металлов последовательность субструктурных превращений [1]. Субструктура на начальных стадиях деформации образована ячеистой дислокационной структурой, затем с

развитием деформации возникает микрополосовая субструктура и при деформациях близких к 0,8 единиц истинной деформации возникают фрагментированные зеренные субструктуры [2]. Иная картина эволюции дислокационной структуры в процессе деформации обнаруживается для монокристаллов интерметаллида Ni_3Ge , обладающего высокой энергией антифазной границы. В этом случае вообще не наблюдаются субструктурные превращения вплоть до степеней деформации, соответствующих разрушению. На протяжении всей деформации структура представляет собой сетчатую однородную дислокационную структуру, основным элементом которой являются длинные прямолинейные дислокации, вытянутые вдоль направлений типа $\langle 110 \rangle$ (барьеры Кира-Вильсдорфа) [3]. Дальнейшая деформация монокристаллов до значений мегапластических деформаций, проведенная методом кручения под давлением в наковальнях Бриджмена [4] показала, что получение поликристаллического состояния в процессе деформации из исходных монокристаллов упорядоченных сплавов с высокой энергией АФГ существенно затруднено по сравнению с монокристаллами чистых металлов и упорядоченных сплавов с низкой энергией АФГ.

Дополнительно проводились структурно-фазовые исследования с использованием синхротронного излучения из 4-го канала [5] накопителя ВЭПП-3 Сибирского центра синхротронного и терагерцового излучения (г. Новосибирск) на монокристаллах сплава Ni_3Al и Ni_3Fe после последовательной деформации на разные углы кручения в наковальнях Бриджмена. Проведен детальный сравнительный анализ полученных дифракционных картин (см. рис. 1) деформированных монокристаллов, обладающих высокой энергией АФГ (Ni_3Al (180-200 эрг/см²)) и упорядоченных монокристаллов с низкой энергией АФГ (Ni_3Fe (50-70 эрг/см²)).

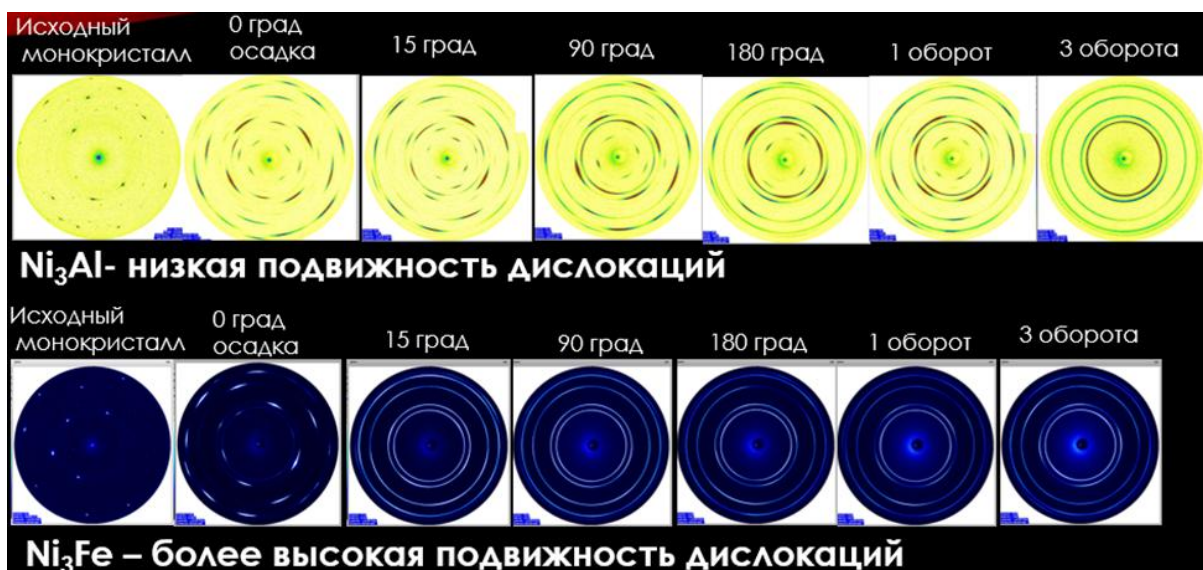


Рисунок 1 - Двумерные рентгенодифракционные картины от деформированных на разные степени деформации монокристаллов Ni_3Al и Ni_3Fe (метод съемки на просвет)

Установлено, что получение поликристаллического состояния в процессе деформации из исходных монокристаллов упорядоченных сплавов с высокой энергией АФГ существенно затруднено по сравнению с монокристаллами упорядоченных сплавов с низкой энергией АФГ. После сжатия между твёрдыми пуансонами монокристаллов Ni_3Al и по достижении среднего квазигидростатического давления 8,0 ГПа монокристаллический материал нарушает свою структуру, фрагментируется (рис. 1), и наряду с крупными кристаллическими фрагментами появляются субмикроструктурные разориентированные области. Крупнокристаллическая составляющая в структуре материала сохраняется вплоть до 1 оборота вращения наковален, при этом наблюдается увеличение доли субмикроструктурных хаотически разориентированных областей в образце. Получить полностью микрокристаллическое состояние в образце удается только после полного разрушения дальнего атомного порядка при 3-х оборотах наковален. На дифрактограмме, в этом

случае, сверхструктурные рефлексы, свидетельствующие об атомном упорядочении, исчезают. Дифракционные картины после 3-х и 5-ти оборотов наковален соответствуют поликристаллическому состоянию, для которого характерно равномерное распределение ориентации осей кристаллитов. По-другому происходит формирование поликристаллической структуры в процессе пластической деформации монокристаллов Ni_3Fe , энергия АФГ которых в три-четыре раза ниже энергии АФГ монокристаллов Ni_3Al . В этом случае крупнокристаллическая составляющая в структуре наблюдается только после деформации осадкой и достижения давления 8 ГПа. В этом случае на дифрактограмме еще присутствуют слабые сверхструктурные рефлексы. Кручение наковален на угол 15 град приводит к полному разрушению дальнего атомного порядка и формированию однородной микрокристаллической структуры во всем исследованном объеме образца.

Методами математического моделирования в терминах дислокационной кинетики исследованы процессы деформационного формирования фрагментированной субструктуры из исходного монокристалла сплава со сверхструктурой $L1_2$. В модели учтено, что в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ движение дислокаций (сверхдислокаций) ограничено плоскостью скольжения в такой степени, что дрейф дислокаций из плоскости скольжения приводит к их самоблокировке. Перемещение дислокаций в третьем измерении превращается из механизма разупрочнения материала (механизма аннигиляции дислокаций) в механизм упрочнения.

Показано, что подвижность и строение дислокаций играет решающую роль в процессах субструктурного измельчения. При низкой подвижности дислокаций мегапластические деформации приводят к образованию трещин и разрушению. Для субструктурного измельчения, в этом случае, требуются реализация особых условий деформации, например, условия квазигидростатического сдвига. При высокой подвижности дислокаций фрагментированную структуру легко получить при обычном сжатии. В рамках проведенного математического моделирования показано, что количество дефектов, сгенерированных на стадиях пластической деформации, предвещающих мега-пластическую деформацию, оказывается достаточным для того, чтобы обеспечить деформационное дробление – фрагментацию субструктуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Давление», № АААА-А18-118020190104-3)

Рентгеновские синхротронные исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП "СЦСТИ" на базе ВЭПП-3/ВЭПП-4М/НЛСЭ ИЯФ СО РАН, поддержанного Минобрнауки России (уникальный идентификатор проекта RFMEFI62117X0012)

Список литературы

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. Вузов. Физика. - 1990. - Т.33, № 2. - С. 89-106.
2. Соловьев А.Н., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В. // Изв. Вузов. Физика. - 2017. - Т. 60, № 4. - С. 73-78.
3. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., и др. // ФТТ. - 1998. - Т. 4, № 4. - С. 672-680.
4. Соловьева Ю.В., Пилюгин В.П., Старенченко С.В. и др. // Изв. РАН. Серия физическая. - 2017. - Т. 81, № 3. - С. 340-343.
5. A.I. Ancharov, A.Yu. Manakov, N.A. Mezentsev et. al. // Nuclear instruments and methods in physics research. - 2001. - V. A 470. - P. 80-83.