

**ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ  
ДЕФОРМАЦИИ, СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ Fe-28Mn-2.6Al-1.3C**

Е.В. Мельников<sup>1</sup>, Г.Г. Майер<sup>1</sup>, В.А. Москвина<sup>2</sup>

Научный руководитель: доцент, д.ф.-м.н. Е.Г. Астафурова

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/4, 634055

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30, 634050

E-mail: [melnickow-jenya@yandex.ru](mailto:melnickow-jenya@yandex.ru)

**EFFECT OF COLD ROLLING ON CONSISTENT PATTERN AND MECHANISMS DEFORMATION,  
STRUCTURAL AND PHASE TRANSITIONS AND MECHANICAL PROPERTIES OF  
SINGLE CRYSTALS STEEL Fe-28Mn-2.6Al-1.3C**

E.V. Melnikov<sup>1</sup>, G.G. Maier<sup>1</sup>, V.A. Moskvina<sup>2</sup>

Scientific supervisor: assistant professor, doctor of sciences (Phys & Math) E.G. Astafurova

<sup>1</sup>Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,

Russia, Tomsk, Akademicheskyy pr. 2/4, 634055

<sup>2</sup>National Research Tomsk Polytechnic University, Russia, Tomsk, Lenin str., 30, 634050

E-mail: [melnickow-jenya@yandex.ru](mailto:melnickow-jenya@yandex.ru)

***Abstract.** The dependence of microhardness of Fe-28Mn-2.6Al-1.3C single crystals on the degree of precipitation and deformation temperature is established. It can be divided into three sections: in sections I and III, the microhardness is slightly dependent on the orientation of the sample, while in section II the orientation dependence of microhardness is manifested. The orientation dependence of the microhardness is determined by the orientation dependence of the dislocation structure and the deformation mechanism (slip and / or twinning). Rolling does not lead to the realization of deformation phase transitions of steel Fe-28Mn-2.6Al-1.3C.*

**Введение.** Высокомарганцевые стали в настоящее время являются одним из самых востребованных конструкционных материалов в автомобильной промышленности, так как обладают комплексом физико-механических свойств, в частности, высокой прочностью, сопровождающейся хорошей пластичностью. Одним из ограничений в описании сталей выступает сложность микроструктуры. Разделить эффективность упрочнения от различных механизмов деформации (механическое двойникование, динамическое деформационное старение, дислокационное скольжение, мартенситное превращение, формирование кластеров точечных дефектов) при исследовании свойств поликристаллов достаточно сложно. Кроме того, исходные границы зерен в поликристалле, текстура, а также их эволюция в процессе деформации усложняют задачу интерпретации механизмов деформации и установления их взаимосвязи с механическими свойствами. На основании этого можно утверждать, что исследование монокристаллических материалов, в качестве модельных объектов, позволяет максимально исключить вклад в упрочнение от исходных границ зерен и изучить эволюцию структуры в пределах одного зерна.

**Материалы и методы исследования.** Из монокристаллических заготовок высокомарганцевой аустенитной стали Fe-28Mn-2.6Al-1.3C методом электроискровой резки были подготовлены образцы для прокатки вдоль разных кристаллографических направлений –  $\langle 123 \rangle$ ,  $\langle 144 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 001 \rangle$ . Монокристаллы подвергали химической чистке, затем закаливали от температуры 1373 К. После закалки, сталь имела структуру аустенита с параметром решетки 0,365 нм. Закаленные монокристаллы шлифовали, электролитически полировали и прокатывали до нужных степеней деформации (осадки от 10 до 80 %) при комнатной температуре ( $T=300$  К) и с охлаждением до температуры жидкого азота между циклами прокатки ( $T=77$  К). Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре ДРОН 7 с использованием  $C\alpha$  излучения. Методом магнитофазового анализа на установке «Магнитометр Н-04» проводили количественный фазовый анализ (наличие  $\alpha'$ -фазы) стальных монокристаллов после деформирования. Зеренную и дислокационную структуру изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе JEOL 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Микроиндентирование проводили на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой  $P=200$  г.

**Результаты исследования.** Пластическая деформация способствует увеличению микротвердости ( $H_c$ ) монокристаллов. До 30 % осадки (участок I) при  $T=300$  К значение  $H_c$  монокристаллов слабо зависит от ориентации (2,7-3,0 ГПа при 10 %; 3,0-3,3 ГПа при 30 %). С увеличением степени обжатия (от 30 до 70 %) (участок II) наблюдается ориентационная зависимость  $H_c$ : наибольшие значения соответствуют  $\langle 111 \rangle$ -ориентации (4,5 ГПа при 50 %), а наименьшие  $\langle 123 \rangle$ -монокристаллам (3,5 ГПа при 50 %), величины  $H_c$  для  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 144 \rangle$ - монокристаллов имеют промежуточные значения. При осадке более чем на 70 % (участок III) значения  $H_c$  для всех исследуемых ориентаций становятся близки (5,0-5,4 ГПа при 70 %, 5,4-6,0 ГПа при 80 %). Для монокристаллов, прокатанных при  $T=77$  К, зависимость микротвердости от степени осадки имеет аналогичные закономерности, но участок II смещен в область меньших степеней деформации: участок I до 10 %, участок II – от 10 % до 70 %, участок III – от 70 % и выше. То есть понижение температуры прокатки способствует смещению области, где проявляется ориентационная зависимость  $H_c$ , к меньшим степеням пластической деформации. Таким образом, зависимость значений  $H_c$  от степени осадки можно разбить на три участка: на участках I и III микротвердость монокристаллов слабо зависит от исходной кристаллографической ориентации образца перед прокаткой, а на участке II проявляется ориентационная зависимость микротвердости. Следует отметить, что независимо от температуры деформации именно на участке II происходит наиболее сильное увеличение  $H_c$ . При этом переход к участкам II и III происходит при близких значениях микротвердости ( $\approx 3,0$  ГПа начало участка II,  $\approx 5,5$  ГПа конец участка II) как для деформации при  $T=300$  К, так и при  $T=77$  К. После того как значения микротвердости выходят на стадию III происходит насыщение,  $H_c$  изменяется слабо с деформацией и мало зависит от температуры (6,0-6,5 ГПа).

Параметр решетки аустенита в стальных монокристаллах изменяется незначительно после деформационных обработок. Анализ рентгенограмм прокатанных образцов указывает на то, что независимо от ориентации монокристалла, степени осадки и температуры деформации сталь остается однофазной – наблюдаются рефлексы только от аустенитной фазы. Методом рентгенофазового и магнитофазового анализа не выявляли присутствие  $\alpha'$ -фазы в стальных образцах независимо от их исходной ориентации, температуры и степени деформации. То есть холодная прокатка не приводит к реализации деформационных фазовых переходов в стали Fe-28Mn-2.8Al-1.3C.

С ранних степеней деформации в структуре стали развивается планарное скольжение – методом ПЭМ наблюдали формирование плоских скоплений дислокаций и сетчатую дислокационную структуру в монокристаллах, прокатанных при  $T=300$  К. Для монокристаллов, направление прокатки которых совпадает с кристаллографическим направлением  $\langle 123 \rangle$ , при степенях осадки 10 % (участок I, где отсутствует ориентационная зависимость  $H_m$ ) преобладало планарное скольжение преимущественно в одной системе, а для других монокристаллов наблюдали сетчатую дислокационную структуру и плоские скопления дислокаций в нескольких системах. После осадки 30 %, во всех исследуемых ориентациях дислокационная структура была однородная, она представляла собой плотную дислокационную сетку (плотность дислокаций составляла  $\sim 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ). А на больших степенях деформации (более 50 %) происходила трансформация дислокационной структуры – наблюдали дислокационный хаос и редкие области, напоминающие дислокационные ячейки. После 80 % деформации плотность дислокаций была настолько велика, что ее сложно было оценить методом просвечивающей электронной микроскопии.

Дислокационное скольжение является основным механизмом деформации при прокатке монокристаллов всех исследуемых ориентаций до степеней осадки 30 %, по этой причине ориентационной зависимости микротвердости в этом интервале степеней деформации (участок I, где отсутствует ориентационная зависимость микротвердости) не наблюдается. При более высоких степенях деформации (на участке II) в  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллах также наблюдали образование двойников деформации с толщиной пластин в диапазоне от 5 до 30 нм преимущественно в одной системе, хотя локально методом ПЭМ наблюдали и множественное двойникование. Пластическая деформация монокристаллов других ориентаций, по-прежнему, была связана с дислокационным скольжением. Таким образом, ориентационная зависимость дислокационной структуры и механизма деформации на участке II определяет различия в значениях микротвердости прокатанных монокристаллов – при развитии планарного скольжения преимущественно в одной системе в  $\langle 123 \rangle$ -монокристаллах значения микротвердости имеют самые низкие значения, а множественное скольжение и формирование деформационных двойников обеспечивают самые высокие значения микротвердости после прокатки  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов. На участке III, двойникование наблюдается во всех исследуемых ориентациях, но вклад его меньше, чем при деформации  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов.

Понижение температуры деформации до температуры кипения жидкого азота способствует, во-первых, усилению планарности скольжения при 10 % осадки по сравнению со структурой, полученной при прокатке в условиях комнатной температуры. Во-вторых, двойникование в условиях деформации при температуре кипения жидкого азота активируется при меньших степенях деформации по сравнению с комнатной температурой: в  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллах методом ПЭМ двойники деформации обнаружены при 30 %, а при степенях деформации 70 и 80 % двойникование наблюдается во всех ориентациях. Согласно данным ПЭМ, даже после 80 % осадки не происходит формирования деформационных высокоугловых границ (кроме двойниковых), формируется структура с высокой плотностью дислокаций, малоугловыми границами дислокационного происхождения и двойниковыми границами.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 16-38-00232-мол а. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» и ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех».*