

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Сундеев Р. В., Шалимова А. В., Глезер А. М.

Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им.
И.П. Бардина, г.Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru; shalimovy@mtu-net.ru;
a.glezer@mail.ru

В данной работе изучалась природа структурно-фазовых превращений в аморфном и частично кристаллизованном сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при варьировании величины мегапластической деформации (МПД) в камере Бриджмена. Образцы для исследования были получены методом спиннингования расплава в атмосфере аргона в виде аморфной ленты, толщиной около 50 мкм и шириной 8 мм.

Исходное кристаллическое состояние того же материала было получено при последующей термической обработке аморфной ленты. Мегапластическую деформацию образцов в обоих исходных состояниях проводили в камере Бриджмена при гидростатическом давлении $P = 4$ ГПа и при комнатной температуре; число полных оборотов подвижной наковальни n варьировалось в пределах: $1/8, 1/4, 1/2, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8$ и 9 . Проводилось также гидростатическое сжатие образцов без кручения.

Структурные исследования проводились методом просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Использовался микроскоп JEM-200СХ при ускоряющем напряжении 160 и 200 кВ. Образцы для электронной микроскопии готовились с помощью электролитической полировки с последующим ионным утонением. Рентгеновские спектры (РС) получали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в излучении CuK_{α} при съемке по методу Брега–Бретано в пошаговом режиме. Время накопления интенсивности в точке составляло от 6 до 16 с. Рентгеновские данные обрабатывались с использованием пакета программ, разработанного в работе [2]. Расчетные спектры для фаз, образующихся в исследуемом сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, получали с помощью программы Spectrum [2] с использованием значений параметров решеток фаз В19, и В2, установленных в работах [3,4]. РС профили сплава, деформированного в различных исходных состояниях представлены на рисунке 1а,б.

При деформации исходно аморфного состояния [1] начальные стадии МПД ($n = 1/8, 1/2$ и 1) характеризуются появлением в структуре кристаллических фаз (объемная доля кристаллической фазы при $n = 1/2$ составляет $\sim 80\%$), затем, при увеличении деформации, объемная доля кристаллической фазы уменьшается и при $n = 4$ сплав полностью аморфизуется. Этот факт подтверждается наличием рентгеноаморфного гало и ЭМ изображениями, где наблюдается типичный для аморфной фазы ультрадисперсный абсорбционный контраст типа "соль—перец". При возрастании деформации до $n = 6$ на РС наблюдается расщепление первичного гало на два синглета, что трактуется как возможная частичная кристаллизация. Действительно, на электронно-микроскопических (ЭМ) изображениях этого состояния помимо аморфной фазы обнаружены области, заполненные равноосными и дефектными зернами со средним размером 150 нм. Дальнейшее возрастание деформации ($n = 8$) приводит к полной аморфизации сплава (рис 1,а).

Исходно кристаллическое состояние сплава характеризуется наличием структуры пластинчатого мартенсита В19.(рис. 2) По мере роста деформации ($n = 1$) наблюдается деградация пластинчатой структуры В19: регулярное расположение пластин нарушается, наблюдается их раздробление, искривление и даже разворот, а затем переход в аморфное состояние. Одновременно с деградацией пластин мартенсита происходит

пластическая деформация образовавшейся аморфной фазы, в результате которой, начиная с $n = 0.5$ ($e = 1.80$), электронно-микроскопически регистрируется появление нанокристаллической В2-фазы с размером отдельных частиц до 10 нм как в полосах сдвига (рис3), так и равномерно распределенных. При деформации ($n = 4$) исходно кристаллическая структура становится полностью рентгеноаморфной. Возникает вопрос, одинакова ли природа исходного аморфного состояния и вторичного аморфного состояния, возникшего в ходе деформации исходно кристаллической структуры? Сравнивая данные рентгеновского и электронно-микроскопического исследования, можно предполагать, что природа аморфных состояний после закалки из расплава и после МПД кристаллического сплава различна. Действительно, интегральная ширина гало аморфного состояния после закалки из расплава определяется поликластерной структурой металлического стекла, тогда как интегральная ширина гало после деформации ($n = 4$) отражает результат суперпозиции аморфного состояния, полученного в ходе МПД, и нанокристаллов фазы В2 размером до 10 нм, образовавшихся в ходе деформации вторичной аморфной фазы. После деформации $n = 6$ электронно – микроскопически выявлено состояние локальной неустойчивости В2 фазы, которое является промежуточным состоянием мартенситного превращения В2 \Rightarrow В19.

При деформации $n = 7$ на РС, также как и в исходно аморфном состоянии, наблюдается расщепление первичного гало, которое исчезает при дальнейшем увеличении деформации.

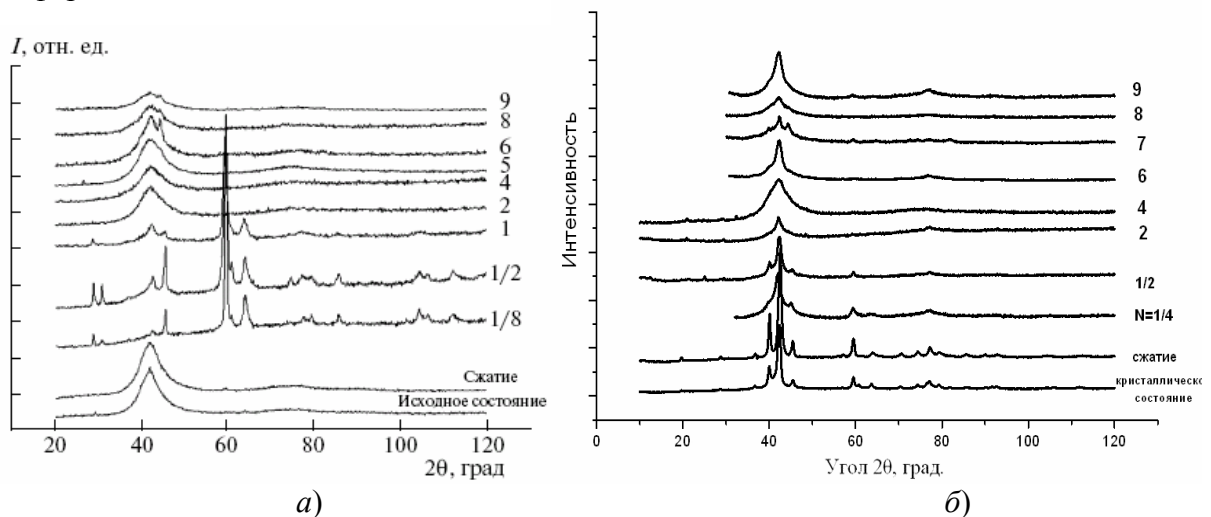
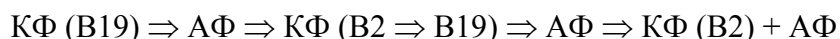


Рис. 1. Профили РС сплава $Ti_{50}Ni_{15}Cu_{25}$: *a* – исходное аморфное состояние, *б* – исходное кристаллическое состояние, после гидростатического сжатия ($P = 4$) без сдвига (сжатие) и после сдвига под давлением с различным числом оборотов

Таким образом, в результате исследования обнаружено, что при осуществлении последовательно нарастающих деформаций в случае исходно аморфного состояния реализовано три цикла прямых и обратных фазовых переходов. В кристаллическом состоянии также наблюдается цикличность в изменении фазового состава материала по мере увеличения деформации в камере Бриджмена (рис 1,б). Для исходно аморфного состояния сплава наблюдается следующая последовательность циклических переходов - 3 полных цикла:



где АФ-аморфная фаза, КФ-кристаллическая фаза. Для исходно кристаллического – 2.5 полных цикла:



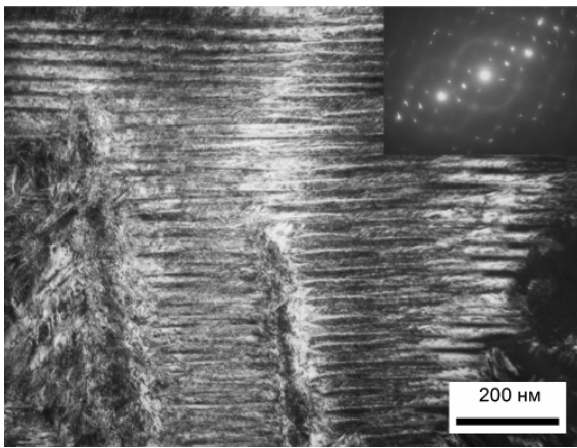


Рис. 2. Исходно кристаллическая структура пластинчатого мартенсита

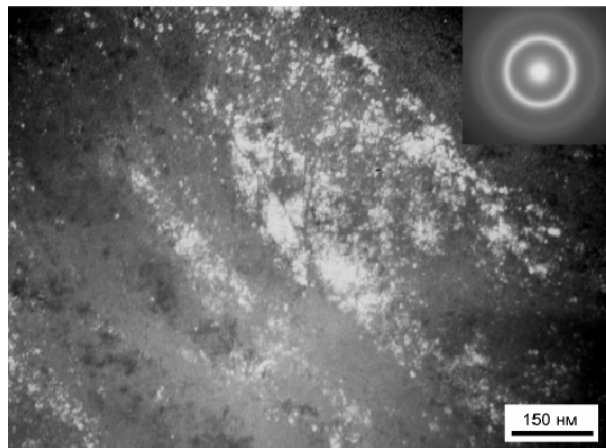


Рис. 3. В2-фаза в полосах сдвига

Полученные результаты могут быть объяснены в рамках предложенной ранее модели суперпозиции различных каналов диссипации упругой энергии в процессе МПД [5], а также наличия прямых и обратных термоупругих мартенситных превращений.

Авторы выражают благодарность А.В. Шелякову за выплавку изученного сплава и Е.А. Печиной за помощь в проведении механических испытаний в камере Бриджмена.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 08-02-00693) и программы Минобрнауки РФ «Научные и научно-образовательные кадры инновационной России» (проект № 2291).

Список литературы

1. Г. И. Носова, Шалимова А. В., Сундеев Р. В., Глезер А. М., Панкова М. Н., Шеляков А. В. // КРИСТАЛЛОГРАФИЯ, 2009, том 54, № 6, с. 1111-1118
2. Шелехов Е.В., Свиридова Т.А. // МиТОМ. 2000. № 8.С. 16.
3. Rosner H., Schlobmacher P., Shelyakov A.V., Glezer A.M., // Materials Transactions. 2001. V.42. № 8. P. 1758
4. Potapov P.L., Shelyakov A.V., Schryvers D. // SCRIPTA MATER, 2001. V.44. P. 1.
5. Глезер А.М. // Изв. вузов. Физика. 2008. Т. 51. № 5.С. 36.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ: ВЫБОР СОСТАВОВ И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ

Капуткина Л. М., Прокошкина В. Г., Свяжин А. Г.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

klm@tmo.misis.ru

В настоящее время активно разрабатывается новое направление в металлостроении – высокоазотистые стали [1–4]. Азот, как упрочняющий элемент, эффективнее, чем углерод и придает стали уникальные свойства, недостижимые с помощью других легирующих элементов. В ряде случаев азотом можно заменить никель и сделать сталь более дешевой, сохранив специальные свойства (немагнитность, коррозионную стойкость). Возможности повышения свойств стали с помощью азота еще далеко не изучены.