

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ CU-AL-NI С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Лукиянов А.В., Свирид А.Э., Пушин В.Г., Укусников А.Н.

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия, E-mail: alexlukjanov@yandex.ru

Одной из важных задач современного материаловедения является создание высокопрочных и пластичных сплавов с эффектами памяти формы (ЭПФ), которые, как известно, реализуются в основном в цветных сплавах с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и инновационно привлекательны для использования их в различных отраслях науки, техники, медицины, социальной сферы. Однако, большинство цветных сплавов с ЭПФ на основе меди в поликристаллическом состоянии отличается пониженной прочностью и пластичностью, низкой циклической прочностью и долговечностью. Вместе с тем, данные сплавы, такие как Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Sn и др., имеют превосходные характеристики ЭПФ в монокристаллическом состоянии.

Многие из вышеперечисленных проблем могут быть решены в результате измельчения зеренной структуры данных материалов до микро- (МК), субмикро- (СМК) или нанокристаллического (НК) состояния. К наиболее эффективным способам измельчения структуры до ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) относятся методы интенсивных пластических деформаций (ИПД). Можно предположить, что формирование УМЗ состояний в сплавах Cu-Al-Ni позволит дополнительно повысить физико-механические характеристики, включая прочность, пластичность и ЭПФ.

В настоящей работе образцы горячекованного сплава Cu-14Al-3Ni (% вес.) были подвергнуты закалке при 1000°C, а затем деформированы кручением под большим квазигидростатическим давлением (КВД) на 10 оборотов при P=6 ГПа при T=20°C. Структурные исследования проводили методом оптической микроскопии (ОМ), растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Quanta-200 при 30 кВ и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе PhilipsCM30 при ускоряющем напряжении 200 кВ в ЦКП ИФМ РАН. Тонкие фольги для ПЭМ были изготовлены из дисков Ø3 мм с использованием двусторонней струйной электрополировки на установке Struers «TenuPol-5» в 30% растворе азотной кислоты при напряжении от 8В.

Микроструктура исходного горячекованного сплава Cu-14Al-3Ni представлена наличием полиэдрических зерен крупнозернистой морфологии размером от 0,5 до 1,5 мм (рис.1,а). Химический микроанализ сплава показал, что различные по контрасту области отличались по элементному составу: матрица сплава имела повышенное содержание Cu, в то время как области выделенные по контрасту (более темные на ОМ-изображениях), были обогащены Al и Ni. С целью устранения возможной структурно-фазовой неоднородности для получения гомогенного твердого раствора проводили нагрев сплава до температуры 1000°C с выдержкой в течение 30 мин в однофазной β – области и последующую закалку в воде. Изображения микроструктуры закаленного сплава, полученные методом РЭМ, представлены на рисунке 1б. Химический анализ показал, что закалка, во-первых, эффективно устранила химическую и фазовую неоднородность сплава, а во-вторых, привела к заметному измельчению зеренной структуры.

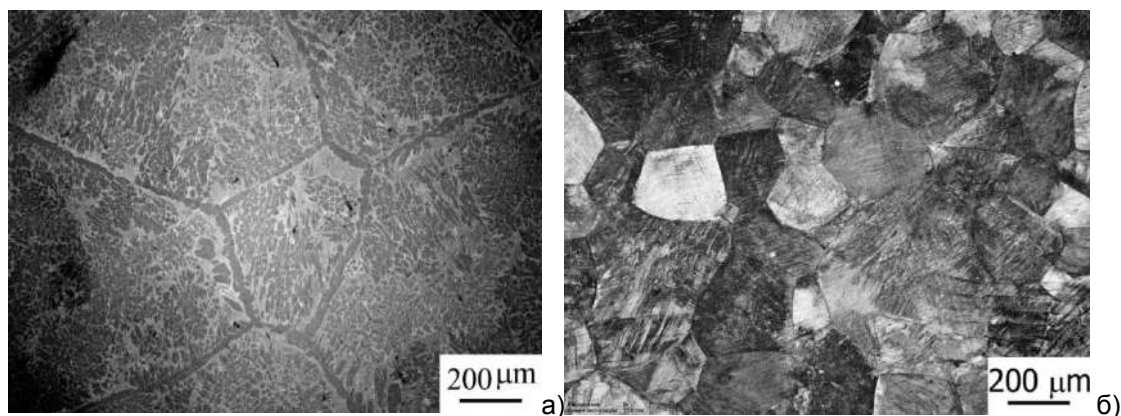


Рисунок 1 – ОМ изображения микроструктуры литого сплава Cu-14Al-3Ni после горячейковки (а) и после закалки от 1000°C (б)

В результате КВД на 10 оборотов в сплаве Cu-14Al-3Ni была получена ультрамелкозернистая (УМЗ) микроструктура. ПЭМ-изображение и картина микродифракции сплава после КВД представлены на рисунке 2а. Данные ПЭМ показывают, что в результате деформации в сплаве Cu-14Al-3Ni была получена нанокристаллическая зеренно-субзеренная структура от 10 до 80 нм.

С целью формирования более равновесной зеренной структуры был проведен кратковременный нагрев сплава после КВД до 800°C в течение 10 сек с последующей закалкой в воде. Кратковременность отжига позволила при рекристаллизации сохранить в сплаве достаточно мелкозернистую структуру. В результате чего образовалась мелкозернистая структура с бимодальным характером распределения зерен по размеру с двумя максимумами при $d=1$ мкм и $D=8$ мкм (рис. 2,б). Во-вторых, закалка от температуры 800°C после нагрева обеспечила подавление процесса распада твердого раствора при охлаждении. Элементный химический микроанализ показал, что как крупные, так и мелкие зерна имели одинаковый химический состав.

Механические испытания на растяжение показали, что литой и закаленный сплав имеют невысокие прочностные характеристики и величину относительного удлинения до разрушения - порядка 5%. В наноструктурированном после КВД (10 оборотов) сплаве величина относительного удлинения несколько возрастает, однако разрушение также происходит хрупко. Иное механическое поведение проявляет сплав после кратковременного отжига в однофазную β – область при температуре 800C, 10 сек. В частности, сплав испытывает относительно высокую пластическую деформацию как за счет фазовой текучести (до 4%), так и за счет деформационного упрочнения, достигая предела текучести 900 МПа. После чего наступает локализация деформации и образование шейки, что указывает на пластичное поведение сплава вплоть до разрушения.

Исследования изломов образцов после растяжения показали, что в исходном горячекованном сплаве разрушение происходило преимущественно, как и в случае закаленного сплава, по границам зерен. Формирование нанозеренной структуры в результате КВД 10 оборотов изменило вид излома и характер разрушения образцов. Разрушение происходило с образованием множества центров локализации при появлении мелких плоских ямок и соответственно невысоких гребней отрыва на поверхности разрушения, что характерно для вязкого разрушения, но с низкой энергией. Однако, средний диаметр ямок составил в среднем 1-3 мкм, что значительно больше нанокристаллического размера зеренно-субзеренной структуры после КВД и указывает на межкристаллитный механизм разрушения.

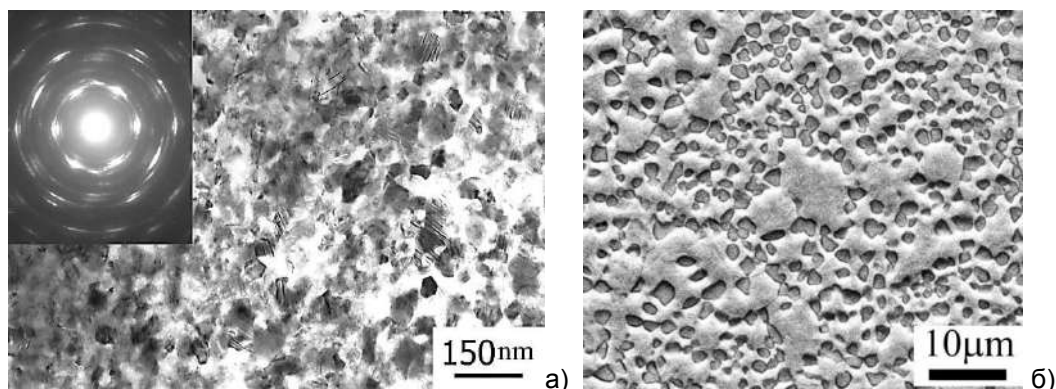


Рисунок 2 – ПЭМ изображение микроструктуры с соответствующей картиной микродифракции сплава Cu-14Al-3Ni после КВД на 10 оборотов (а) и РЭМ изображение структуры сплава Cu-14Al-3Ni после КВД и отжига 800°C, 10 сек (б)

Таким образом, в работе были установлены следующие основные закономерности структурных и фазовых изменений, происходящих в сплаве при различных деформационно-термических обработках:

1) Микроструктура сплава в горячекованном состоянии неоднородна и представлена полиэдрическими зёрнами величиной до 1,5 мм и обширными областями с переменным химическим и фазовым составом как внутри, так и по их границам, что является результатом ликвации, от которой не удалось избавиться и при горячей ковке при 1000°C.

2) Последующий после горячейковки нагрев сплава до температуры 1000°C в однофазную β - область и последующая закалка устраняет структурно-фазовую неоднородность, а в результате фазовой перекристаллизации удалось уменьшить средний размер зёрен до 250 мкм.

3) Пластическая деформация кручением на большие степени под высоким давлением позволяет эффективно измельчить структуру сплава и сформировать зерно с размером < 100 нм. Последующий кратковременный отжиг в гомогенную β - область с целью повторной рекристаллизации позволил сформировать мелкозернистую структуру без изменения химического состава.

4) Измельчение зеренной структуры изменили деформационное поведение сплава. От хрупкого разрушения по границам бывших аустенитных зёрен и/или границам пакетов мартенсита в горячекованном или закаленном состоянии до преимущественно квазихрупкого межкристаллитного разрушения с проявлением значительной предварительной пластической деформации.

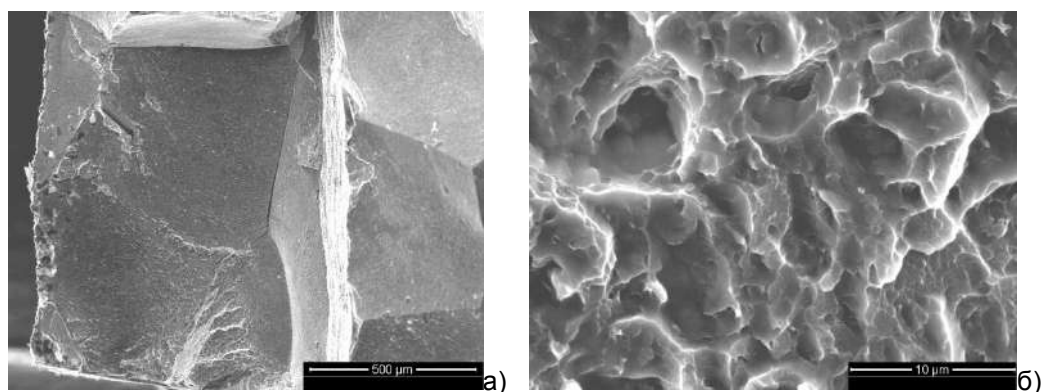


Рисунок 3 – РЭМ-изображения изломов сплава Cu-14Al-3,0Ni после различных деформационно – термических обработок: а) Закалка с 1000°C; б) КВД 10 оборотов

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ №15-12-10014