

УДК 538.9:621.785.6

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО СПЛАВА 47ХНМ ПРИ ЗАКАЛКЕ И СТАРЕНИИ

Е.Б. Мукажанов, М.К. Скаков, Ж.М. Исаева, Д. Ерболатулы

Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан

Изучены механические свойства никель-хромового аустенитного сплава 47ХНМ. Показано, что с увеличением времени нагрева под закалку деформирующие напряжения падают, происходит рост пластичности, что связано с растворением избыточной α -фазы. Для получения высоких прочностных свойств с минимальным уровнем упругих несовершенств термическую обработку сплава необходимо проводить в температурном интервале 650...750 °С, причем время старения должно составлять от 8 до 20 ч, в зависимости от температуры старения.

Никель-хромовый аустенитный сплав 47ХНМ обладает высокой коррозионной стойкостью, низким температурным коэффициентом модуля упругости, немагнитностью, малым упругим гистерезисом и упругим последствием, высокой усталостной прочностью и используется в промышленности не только как пружинный материал [1], но и в качестве элементов конструкции ядерных и термоядерных реакторов [2].

Ранее в [3] подробно рассмотрено влияние температуры закалки, времени выдержки под закалку и скорости охлаждения на фазово-структурное состояние сплава 47ХНМ.

Задача, поставленная в настоящей работе, состояла не только в изучении структурно-фазовых превращений и свойств сплава 47ХНМ, но и в том, чтобы показать конкретные пути реализации полученных результатов на повышение технологической пластичности и прочностных характеристик данного материала.

Эксперимент

Объектом исследования является сплав 47ХНМ промышленного изготовления и стандартного химического состава (47 % – Cr, 5 % – Mo, ост. – Ni).

Механические испытания образцов при комнатной температуре на одноосное растяжение проводили на установке типа «ПОЛЯНИ» по стандартной методике согласно ГОСТу 1497-84. По диаграммам растяжения рассчитывали пределы текучести и прочности, а также определяли относительное удлинение образцов после разрыва. Структурно-фа-

зовое состояние образцов исследовали на оптическом (НЕОРНОТ-21) и электронном (ЭМ-125К) микроскопах. Шлифы для металлографических исследований полировали и травили электролитическим методом в 10%-ном уксусно-хлорном электролите. Образцы для электронной микроскопии в виде дисков готовили методом струйной электрополировки, а также методом утонения фольг.

Результаты и их обсуждение

После закалки в интервале температур 900...1300 °С структура сплава 47ХНМ является двухфазной, состоящей из зерен γ -матрицы и частиц α -фазы на основе Cr, имеющей ОЦК-решетку (рис. 1, а). С увеличением времени выдержки под закалку установлено растворение упрочняющей α -фазы, рост зерен матрицы, увеличение разности зерен сплава и изменение характера границ зерен. Рост зерна в сплаве 47ХНМ очень сильно подавлен из-за наличия избыточной α -фазы, которая тормозит миграцию границ во время собирательной рекристаллизации.

На рис. 2 приведена зависимость пластичности и сопротивления деформированию сплава 47ХНМ от температуры закалки. Видно, что с повышением температуры закалки пластичность сплава увеличивается, а деформирующие напряжения ($\sigma_{0,1}$ – предел текучести, σ_1 – напряжение при остаточной деформации в 1 %, σ_B – предел прочности) монотонно уменьшаются. Увеличение пластичности с повышением температуры закалки обусловлено не только растворением, но и процессами коалесценции и сфероидизации избыточной α -фазы.

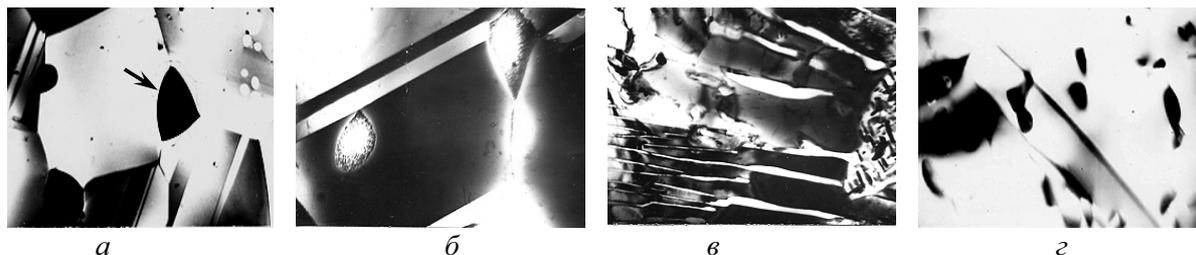


Рис. 1. Микроструктура сплава 47ХНМ: а) закалка от 1250 °С, 1 мин, $\times 8500$; б) старение при 600 °С, 10 ч., $\times 6500$; в) старение при 700 °С, 10 ч., $\times 8500$; г) старение при 1000 °С, 1 ч, $\times 8500$

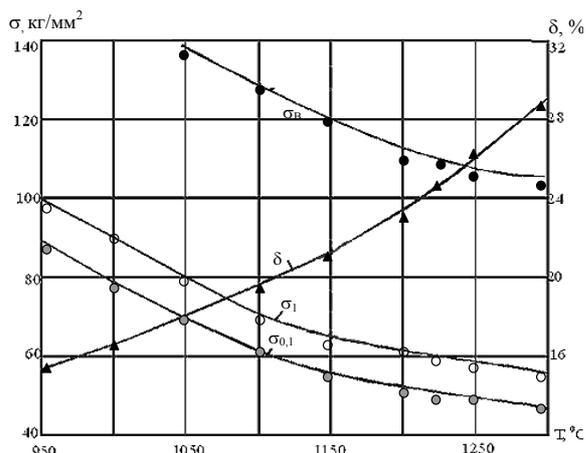


Рис. 2. Зависимость пластичности и сопротивления деформирования сплава 47XNM от температуры закалки

Анализ зависимости механических свойств от времени выдержки при 1300 и 1225 °С показывает, что с увеличением продолжительности нагрева деформирующие напряжения падают, при этом происходит рост пластичности. Снижение сопротивления деформированию, а также повышение пластичности сплава обусловлено растворением избыточной α-фазы. Процесс растворения начинается с дисперсных частиц; с увеличением времени выдержки растворяются и более крупные частицы, обогащая легирующим компонентом матричный твердый раствор. Рост пластичности при увеличении времени гомогенизации при 1300 °С происходит до 30 мин включительно, после чего кривая выходит на насыщение.

Характер изменения механических свойств в зависимости от времени выдержки при 1250 и 1225 °С подчиняется той же закономерности, что и при 1300 °С, но происходит с меньшей интенсивностью.

После закалки от 1200 °С значения предела текучести и предела прочности образцов выше более чем на 10 кг/мм² по сравнению с температурным интервалом 1300...1250 °С. Характер изменения пластичности при температуре закалки 1200 °С резко меняется, вместо ожидаемого роста пластичности с увеличением времени нагрева наблюдается ее падение. Причина такого явления не установлена, хотя структурные исследования характера разрушения образцов в поперечном сечении показывают наличие так называемой структуры «шиферного» излома. Принято считать, что «шиферность» структуры не является признаком брака термической обработки, однако не исключено, что это может являться одной из причин снижения пластичности и вязкости сплава.

Следует указать на довольно большой разброс значений пластичности и прочности при проведении испытаний образцов, закаленных от 1200 °С. По-видимому, на разброс значений влияет не только неоднородность структуры, но и частичное оплавление частиц α-фазы, находящихся на грани-

це зерен, а также наличие не растворяющихся частиц, которые являются концентраторами напряжений. Все эти причины приводят к образованию микротрещин, снижая пластичность и вязкость сплава.

Поскольку дисперсионно-твердеющие сплавы используют в основном после обработки, включающей в себя закалку и старение, то в дальнейшем представляли интерес исследования влияния старения на структуру и механические свойства сплава 47XNM.

В процессе старения при 600 °С закаленного сплава 47XNM с увеличением времени старения происходит незначительное повышение прочностных свойств (рис. 3). Сопоставляя данные структурных исследований (рис. 1, б) с изменением прочностных свойств (рис. 3), можно сделать некоторые выводы, а именно: вклад в упрочнение сплава, по-видимому, обусловлен только распадом внутри избыточной фазы, но поскольку объемная доля этой фазы мала (5...10 %), а размер выделений внутри этих частиц составляет от 15 до 40 Å, то прирост упрочнения очень мал. Внутри матрицы никаких структурных изменений по сравнению с закаленным материалом не происходит (вплоть до 10 ч старения) (рис. 1, б), поэтому ее вкладом в упрочнение сплава можно пренебречь. Некоторое падение пластичности происходит, по всей вероятности, из-за образования сегрегаций из легирующих компонентов на границах зерен.

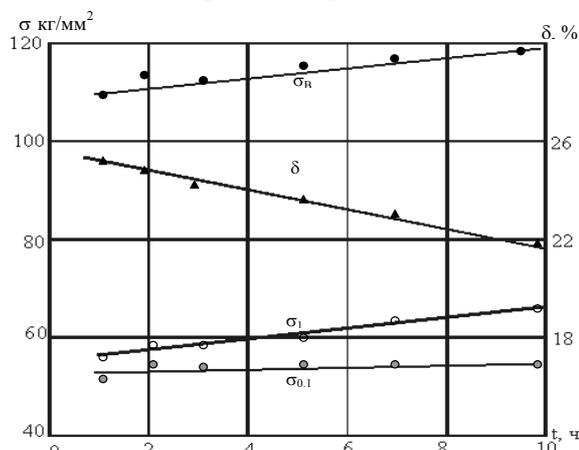


Рис. 3. Механические свойства сплава в зависимости от времени старения при 600 °С, предварительно закаленного от 1250 °С, 2 мин

На рис. 4 представлены данные о кинетике упрочнения сплава при 700 °С, предварительно закаленного при 1250 °С. На начальных стадиях старения уже отмечается повышение сопротивления малым пластическим деформациям, величина которого резко возрастает при дальнейшем увеличении времени старения. Отмеченное возрастание упрочнения отвечает стадии распада, в результате которой интенсивно развивается прерывистый распад с выделением некогерентной α-фазы (рис. 1, в).

Электронно-микроскопическое и металлографические исследования структуры показали, что пре-

рывистый распад начинается от границ зерен и заканчивается через 5...10 ч после начала старения (рис. 1, в), при этом объемная доля распада составляет 75...85 %, что отвечает максимальному упрочнению. Природа упрочнения при этой температуре старения обусловлена торможением дислокаций, прерывисто выделившимися частицами α -фазы.

Пластичность сплава с увеличением продолжительности старения монотонно падает и уменьшается до 5 % за 10 ч старения, в то время как для закаленного сплава она составляла 25 %. Такое падение вполне объяснимо, если учесть резкое увеличение прочности. Необходимо отметить, что чувствительные элементы работают в упругой области с очень малой остаточной деформацией, поэтому такого запаса пластичности вполне достаточно для надежной работы приборов.

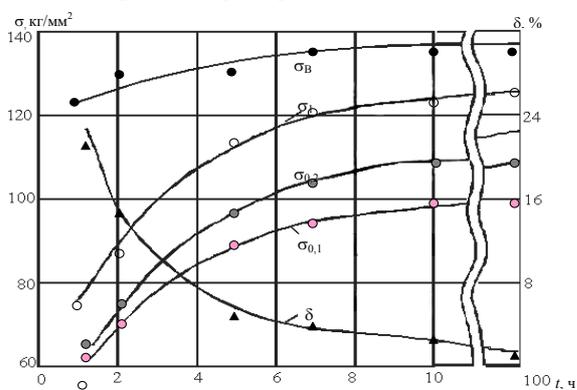


Рис. 4. Механические свойства сплава 47ХНМ в зависимости от времени старения 700 °С, предварительно закаленного от 1250 °С, 2 мин

С дальнейшим увеличением температуры старения наблюдается изменение в характере зависимости прочностных свойств сплава от продолжительности старения. На рис. 4 приведены данные по влиянию времени старения при 800 °С на сопротивление микропластической деформации, деформирующих напряжений и пластичности сплава 47ХНМ. В первую очередь, необходимо отметить, что в начальные стадии старения деформирующие напряжения, особенно предел текучести, имеют величину, не уступающую свойствам сплава, состаренного при 700 °С. Следовательно, такой режим можно рекомендовать при производстве упругих чувствительных элементов, так как при этом существенно сокращается время проведения термической обработки.

С увеличением времени старения предел текучести и другие деформирующие напряжения, в том числе и предел прочности, уменьшаются, что обусловлено началом процесса коагуляции в ячейках прерывистого распада, а при 100 ч старения сфероидизацией ламелей α -фазы. Одновременно с этим происходит рост пластичности, т. е. дислокация, возникшим в процессе деформации. Становится легче преодолевать препятствия в идее крупных

скоагулированных частиц α -фазы. Таким образом, снижение прочностных свойств и увеличение пластичности при перестарении сплава вызвано увеличением расстояний между ранее образовавшимися выделениями из-за их коагуляции, уменьшением числа частиц в единице объема матрицы и уменьшением напряжения, необходимого для обхода частиц дислокациями.

Интенсивность процессов коагуляции увеличивается с дальнейшим повышением температуры старения, например, при 900 или 1000 °С. Также наблюдается падение прочностных свойств. Поэтому проводить заключительную термическую обработку — старение в указанном интервале температур нецелесообразно.

Выводы

С увеличением времени нагрева под закалку деформирующие напряжения падают, при этом происходит рост пластичности, что связано с растворением избыточной α -фазы. У образцов, закаленных от 1200 °С, характер изменения пластичности резко меняется, вместо ожидаемого роста пластичности с увеличением времени нагрева наблюдается ее падение. Предполагается, что это вызвано наличием в структуре «шиферного» излома.

Закалку сплава 47ХНМ проводить ниже 1225 °С не целесообразно, поскольку это при деформации приводит к образованию микротрещин, снижая пластичность и вязкость сплава.

Увеличение температуры более 1300 °С приводит к резкому падению пластичности, что обусловлено оплавлением частиц α -фазы на основе Сг и растеканием жидкой фазы по границам зерен.

В процессе старения при 600 °С закаленного сплава 47ХНМ с увеличением времени старения происходит незначительное повышение прочностных свойств, что обусловлено распадом внутри α -фазы.

При повышении температуры старения сплава до 700 °С на начальных стадиях старения отмечается повышение сопротивления малым пластическим деформациям, величина которого резко возрастает при дальнейшем увеличении времени старения. Упрочнение вызвано прерывистым выделением α -фазы в γ -матрице.

При температуре старения 800 °С с увеличением времени старения прочностные свойства уменьшаются, что обусловлено началом процесса коагуляции в ячейках прерывистого распада, а при 100 ч старения — сфероидизацией ламелей α -фазы.

Таким образом, для получения высоких прочностных свойств с минимальным уровнем упругих несовершенств термическую обработку сплава необходимо проводить в температурном интервале 650...750 °С, причем время старения должно составлять от 8 до 20 ч, в зависимости от температуры старения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 496 с.
2. Солонин М.И., Кондратьев В.П., Вотинов С.Н. Сплав ХНМ-1 как перспективный материал для элементов конструкции ядерных и термоядерных реакторов с водным теплоносителем // ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы. – 1995. – Вып. 1(52). – С. 13–20.
3. Скаков М.К., Мукажанов Е.Б., Ахметжанов Б.К. Фазово-структурные изменения в дисперсионно-твердеющем сплаве 47ХНМ после закалки // Известия Национальной Академии наук РК. Серия химическая. Алматы. – 2006. – № 2(356). – С. 75–78.

Поступила 14.11.2006 г.

УДК 536.46

АЛТАЙСКИЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР «ТЕРМОСИНТЕЗ» ПО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ СИНТЕЗУ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ. СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ

В.В. Евстигнеев

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул

Изложены достижения проблемной научно-исследовательской лаборатории СВС-материаловедения, созданной в 1992 г. на базе Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

Открытие в 1967 г. А.Г. Мержановым самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) дало новый импульс к поиску и пониманию физико-химических механизмов горения в различных агрегатных состояниях вещества: в первую очередь – горения в твердой фазе. Метод СВС обеспечил возможность получения материалов с необычными свойствами из-за специфических условий синтеза: существенной термодинамической неравновесности и высоких температурных градиентов. Алтайский государственный технический университет является одним из пяти научных центров Российской Федерации, занимающихся исследованием процессов СВС. В 1992 г. по нашей инициативе и заданию Министерства образования была создана проблемная научно-исследовательская лаборатория СВС-материаловедения [1–6].

Определены направления исследований: получение новых материалов методом СВС и напыление защитных покрытий. Таким образом было положено начало проведения научных исследований. В 2003 г. образовано 5-е региональное Алтайское отделение Научного Совета по горению и взрыву РАН в области исследований процессов СВС «ТЕРМОСИНТЕЗ» нетрадиционной порошковой металлургии, разработки новейших технологий получения композиционных материалов, суперсплавов и изделий на их основе, детонационного нанесения покрытий, а также разработки измерительных систем и диагностической аппаратуры на основе интегральных фотодиодных структур и микропроцессорных контроллеров.

В состав научного коллектива, насчитывающего около 30 сотрудников, входят 3 доктора и 12 канди-

датов наук, научные сотрудники, инженеры, аспиранты и студенты. За время существования лаборатории подготовлено и защищено 5 докторских и 17 кандидатских диссертаций. Проводятся работы по основным разделам:

- теоретические исследования процессов твердофазного горения с целью создания принципов управляемого режима синтеза, исследование динамики развития очагов горения в процессе СВС, оценки параметров энергии активации, теплопроводности, исследование формирования пористой структуры в реакционной порошковой системе с добавками инертного материала, исследование неустойчивости волны горения, определение влияния плазмы на СВС-процессы, твердофазные превращения в тонких пленках, высокоэнергетические воздействия концентрированными потоками энергии на реакционную среду и т. п.;
- разработка и адаптация новых технологий СВС, промышленное освоение и внедрение технологий, например, в производстве фильтрующих элементов и защитных покрытий. Коллективом ученых выдвинута и развивается концепция интегральных СВС-технологий. Суть ее в том, что весь цикл разработки проводится применительно к общему прототипу (базовому образцу), а «специализация» материалов к конкретным условиям эксплуатации осуществляется на заключительном этапе путем модифицирования свойств. При необходимости расширения номенклатуры образцов или изменений требований к материалу вновь осуществляется лишь модификация базового образца. Существенное