

УДК 621.78 + 620.18 + 620.178

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА 40ХНЮ-ВИ

С.И. Казарин

ООО «Завод приборных подшипников»
443072, г. Самара, Московское шоссе, 18 км
E-mail: kazarinsi88@gmail.com

Представлены результаты исследований изменения микроструктуры и твердости сплава 40ХНЮ-ВИ, закаленного при 1140-1160 °С, в зависимости от температуры старения при одной и той же выдержке – 5 часов.

Ключевые слова: никелевый сплав, подшипники, термообработка.

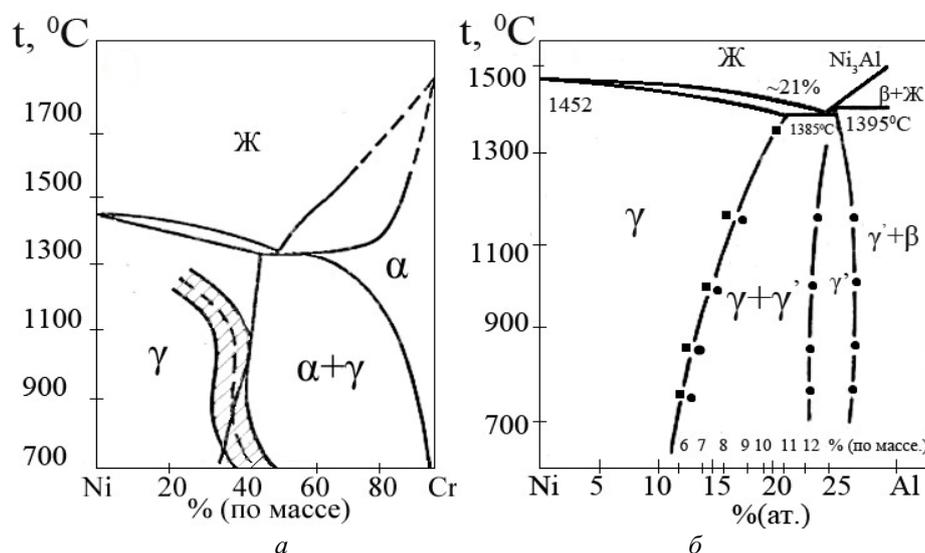
Одним из основных материалов, применяемых для изготовления деталей прецизионных подшипников ОАО «Завод приборных подшипников» (ОАО «ЗАП»), является немагнитный коррозионно-стойкий хромистый сплав на никелевой основе 40ХНЮ-ВИ (ЭП793-ВИ) [1]. После закалки и дисперсионного твердения этот сплав не уступает по прочностным характеристикам широко распространенной стали 110Х18М-ШД и одновременно имеет такие особые свойства, как низкая магнитная проницаемость (1,00005) и высокая коррозионная стойкость в агрессивных средах.

Первый этап термической обработки деталей из сплава 40ХНЮ-ВИ состоит из нагрева под закалку на температуру 1140-1160 °С с последующим охлаждением в воду с температурой не выше 30 °С. Цель закалки – получение однородного, пересыщенного легирующими элементами γ -твердого раствора, из которого при последующем дисперсионном твердении будет происходить равномерное выделение упрочняющих фаз. Второй этап термической обработки – это проведение дисперсионного твердения в течение 5-30 часов в электропечи при температуре 550 ± 10 °С с охлаждением на воздухе. Дисперсионное твердение необходимо для получения равномерной упрочненной структуры с твердостью не ниже 58 HRC. Но практика показывает, что за 5 часов дисперсионного твердения не удается достичь равномерной упрочненной микроструктуры. Поэтому приходится проводить до шести циклов, т. е. до 30 часов дисперсионного твердения, что повышает себестоимость и без того дорогих подшипников, изготовленных из этого сплава. Кроме того, даже 30 часов дисперсионного твердения не гарантируют равномерного требуемого упрочнения. Цель работы – установить возможность и целесообразность проведения дисперсионного твердения этого сплава при температурах выше 550 °С (данная температура установлена в технической документации на термообработку в ОАО «ЗАП»).

Для проведения дисперсионного твердения использовались цилиндрические образцы диаметром 2,0 мм и длиной 10 мм из сплава 40ХНЮ-ВИ плавки № 07346 по ТУ 14-1-2505-78, прошедшие закалку при 1140-1160 °С. Химический состав сплава следующий: 39,0-41,0 % Cr; 3,3-3,8 % Al; не более 0,03 % C; не более 0,6 % Fe; Ni – основа. Размер аустенитного зерна не превышал балл 8 по шкале 1 ГОСТ 5639. Дисперсионное твердение проводилось в лабораторной камерной печи без защитной атмосферы при температурах 500-800 °С с интервалом в 50 °С с выдержкой 5 часов и охлаждением образцов на воздухе. Замер твердости производился на микротвердомере Future-TechFM-300 при нагрузке 1000 г с временем выдержки под нагрузкой 10

секунд. Исследование и съемка микроструктуры проводились при увеличении 500 крат на вышеназванном твердомере с помощью персонального компьютера и специального программного обеспечения для анализа структур ThixometPRO. Травление на выявление микроструктуры сплава проводилось реактивом Марбле. Распределение химических элементов по сечению образцов исследовалось с помощью электронного микроскопа JeolJSM-6390A с приставкой для химического анализа Jeol-JED-2200.

Согласно диаграммам состояния, приведенным на рис. 1 [2], и фото рис. 2а, микроструктура сплава 40ХНЮ-ВИ в закаленном состоянии состоит из γ -твердого раствора и округлых включений избыточной α -Cr-фазы. Гамма-твердый раствор представляет собой матрицу сплава – твердый раствор на основе никеля, хрома и алюминия с ГЦК-кристаллической решеткой с параметром $a = 3,573-3,604\text{\AA}$ (зависит от термической обработки). Альфа-хром-фаза является твердым раствором на основе хрома, никеля и алюминия с ОЦК-решеткой и параметром $a = 2,883-2,884\text{\AA}$ [3].



Р и с. 1. Двойные диаграммы состояния: а – Ni-Cr; б – Ni-Al

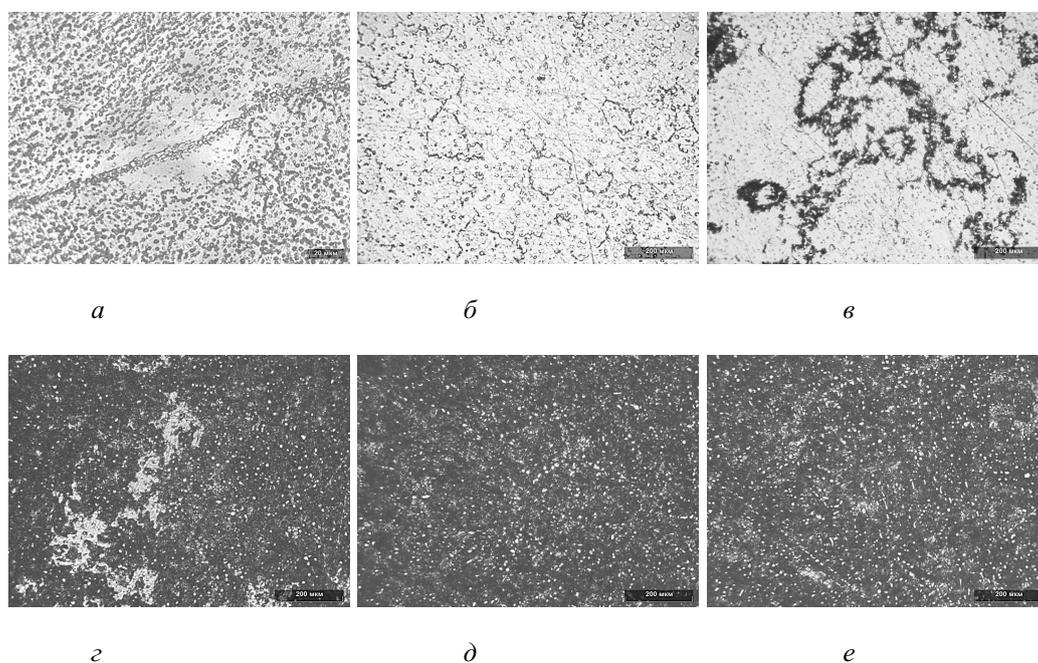
По данным [3], с температуры дисперсионного твердения более 450°C в микроструктуре сплава начинается процесс прерывистого распада γ -твердого раствора с выделением по границам зерен ячеек слоистой α -Cr-фазы с последующим их внедрением в глубинные объемы зерна посредством миграции границ ячейки. Данная фаза является упорядоченной и отвечает формуле Ni_2Cr (так называемое К-состояние) [4]. Начало выделения α -Cr фазы можно наблюдать на рис. 2б и 2в, иллюстрирующих микроструктуру сплава, состаренного при температурах 500 и 550°C в течение 5 часов соответственно.

При температурах старения выше 550°C одновременно с α -Cr-фазой начинается выделение γ' -фазы. Последняя представляет собой интерметаллидное соединение типа Ni_3Al с ГЦК-решеткой с параметром $a = 3,569-3,572\text{\AA}$ (также меняется в зависимости от температурных параметров старения). Фаза γ' довольно пластична, поэтому при увеличении ее содержания в сплаве не происходит катастрофического охрупчивания, как при введении карбидов, но пластичность никеля при этом все же снижается [2]. Механизм упрочнения сплава γ' -фазой связан с образованием антифазных границ в процессе прохождения дислокаций через частицу при ее

перерезании. Максимальная длительная прочность сплава достигается при минимальном несоответствии параметров кристаллических решеток γ -твердого раствора и γ' -фазы ($\Delta a = a_\gamma - a_{\gamma'}$) [4].

Форма выделений γ' -фазы зависит от несоответствия параметров решетки с γ -твердым раствором, а именно: они имеют сферическую форму при несоответствии решеток 0-0,2 %; кубическую – при несоответствии 0,5-1,1 % и пластинчатую – при 1,25 % и более [2]. Количество γ' -фазы в сплаве возрастает с увеличением содержания алюминия и составляет: ~5 % при 0,6 % Al; ~25 % при 1,7 % Al; ~42 % при 4 % Al. С увеличением количества γ' -фазы увеличивается жаропрочность сплава [4].

Фото структуры сплава, приобретенной после закалки и старения в течение 5 часов при температурах 500; 550; 600; 650; 750 °С, представлены на рис. 2. Микроструктура сплава после дисперсионного твердения при 700 и 800 °С не представлена из-за внешней схожести со структурами, полученными при 650 и 750 °С соответственно.



Р и с. 2. Микроструктуры сплава 40XНЮ-ВИ: *a* – в закаленном состоянии; после дисперсионного твердения при температуре, °С: *б* – 500; *в* – 550; *г* – 600; *д* – 650; *е* – 750, x500

С повышением температуры старения выше 800 °С обнаружено выделение только α -Cr-фазы по основному прерывистому механизму [3]. В областях средних (550-700 °С) и до высоких (до 950 °С) температур старения зафиксировано выделение γ' и α -Cr-фаз по непрерывному механизму в областях, не подвергшихся упрочнению по прерывистому механизму [3]. Основной особенностью прерывистого распада является резкое скачкообразное возрастание в узкой зоне на границе ячейки и исходного γ -твердого раствора концентраций растворенных элементов от исходной в γ -твердом растворе до концентраций γ' или выделения α -Cr-фазы внутри ячейки. Процесс локализован и начинается, как правило, от границ зерен. Распад развивается за счет образования и роста в приграничных областях зерен исходного

пересыщенного аустенита ячеек двухфазной смеси γ' и α -Cr фазы. В случае протекания по непрерывному механизму концентрация элементов в приграничных зонах фаз меняется плавно.

На рис. 2б, 2в и 2г по объемам выделившейся темнотравящейся фазы видна заметная разница в скоростях распада твердого раствора основы с образованием ячеек α -Cr-фазы у границ зерен, что объясняется разницей температуры старения. Ввиду весьма малых размеров γ' -фаза на фото не видна. В результате старения образуется специфическая структура, состоящая из пластин α -Cr-фазы, прослоек γ' -фазы и γ -твердого раствора матрицы сплава [3, 4].

На рис. 2г видно, что большая часть сплава претерпела распад твердого раствора, но все еще имеются светлые участки, не подвергшиеся превращению. Это может быть объяснено разницей в распределении химических элементов по сечению исходного прутка, возникшей в результате ликвации при заливке сплава, что подтверждается данными точечного поэлементного анализа (табл. 1). Видно, что концентрация Al меняется от 1,29 до 4,26 %, Cr – от 37,62 до 57,45 % в прутке одной плавки, причем общее количественное содержание химических элементов соответствует требованиям технической документации. Судя по всему, области с повышенным содержанием Cr требуют более высокой температуры для инициализации процесса распада твердого раствора. Следовательно, для более равномерного превращения без операции повторной закалки необходима повышенная температура или более длительная выдержка.

Таблица 1

Распределение химических элементов в твердом растворе образцов из сплава 40ХНЮ-ВИ

Точка №	Содержание элемента		
	Al	Cr	Ni
Образец № 1			
1	2,52	42,27	Ост.
2	1,46	57,45	Ост.
3	2,44	44,19	Ост.
4	2,77	37,93	Ост.
5	2,66	37,91	Ост.
6	2,84	38,05	Ост.
Образец № 2			
1	4,26	41,04	Ост.
2	3,31	42,40	Ост.
3	2,7	40,18	Ост.
4	2,74	39,27	Ост.
5	2,63	43,90	Ост.
6	2,33	42,91	Ост.
Образец № 3			
1	2,53	41,63	Ост.
2	2,41	40,44	Ост.
3	2,41	40,77	Ост.
4	1,29	54,08	Ост.
5	2,71	37,62	Ост.
6	2,63	41,87	Ост.

Согласно [5], теоретически можно предположить наличие локальных образований в структуре никелевого сплава топологически плотно упакованных фаз (т.п.у. фаз) типа σ и μ , отвечающих соединению с формулой FeCr. Существует зависимость между средним количеством электронных дырок для сплава и возможностью образования т.п.у. фаз, а именно:

$$\bar{N}_v = \sum_{i=1}^n m_i (N_v)_i, \quad (1)$$

где \bar{N}_v – среднее количество электронных дырок для сплава;

m_i – атомная доля элемента;

N_v – количество электронных дырок для данного элемента (4,66 для Cr; 0,61 для Ni; 2,22 для Fe);

n – число элементов в матрице.

Было показано, что в никелевых сплавах σ -фаза образуется при $\bar{N}_v \geq 2,49$ и $\bar{N}_v \geq 2,38$ для μ -фазы. Исходя из формулы (1), для случая рассматриваемого сплава σ - и μ -фазы будут образовываться в областях, обогащенных хромом.

Сигма-фаза (σ -фаза) образуется при весьма длительном нагреве в интервале температур 600-800 °С (существует возможность образования и при температурах около 500 °С) на межзеренных границах [4]. В этой области температур σ -фаза неферромагнитна. Вследствие своей высокой твердости и хрупкости σ -фаза является нежелательной структурной составляющей, так как ухудшает технологичность и жаропрочность [2]. Хрупкость сигма-фазы настолько велика, что шлифы при изготовлении легко выкрашиваются и растрескиваются. Данная фаза была открыта Гриффитсом и названа им Brittleconstituent, что можно перевести как «хрупкая составляющая» [6]. Она имеет тетрагональную решетку с 30 атомами на ячейку и с параметрами $a = 8,800\text{\AA}$, $c = 4,544\text{\AA}$ [6]. Большая разница в параметрах кристаллических решеток σ -фазы и твердого раствора основы способствует образованию напряженных участков, что, в свою очередь, приводит к повышению твердости. Сигма-фаза может растворять некоторое количество атомов никеля.

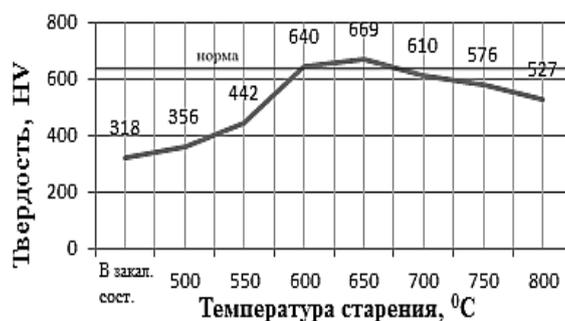
Наиболее равномерная структура получена при температурах дисперсионного твердения 650-800 °С, но на фото 2e (соответствующем старению при 800 °С) видно, что в этом случае начинает появляться неравномерность в фоне травления в виде более светлых участков. Это можно объяснить началом процессов разрушения специфической трехслойной структуры с одновременным выделением слоистой α -Cr фазы. Расстояние между слоями вновь выделившейся α -Cr фазы непрерывно растет и достигает 3000 \AA . Наблюдается отложение γ' -фазы по границам слоистой α -Cr-фазы. Отмечено изменение формы частиц γ' -фазы до кубической, развитие процесса укрупнения зернистости структуры [3].

Как видно из рис. 2, форма и количество избыточной α -Cr-фазы в микроструктуре после дисперсионного твердения сплава остаются относительно одинаковыми. Но при температуре 800 °С (см. рис. 2e) наблюдается изменение формы включений от более округлой к вытянутой, овальной. Также в структуре можно встретить единичные довольно крупные, до 20 мкм, сложные частицы α -Cr-фазы округлой формы с выделением внутри другой фазы.

После проведения опытов с варьированием температуры дисперсионного твердения при выдержке в 5 часов была замерена твердость образцов. Результаты представлены в табл. 2 и на рис. 3.

Изменение твердости в зависимости от температуры дисперсионного твердения при выдержке 5 часов

Средняя твердость	Температура старения, °С							
	Закаленное состояние	500	550	600	650	700	750	800
HV	318	356	442	640	669	610	576	527
HRC	34	38	46	58	59,5	57	55	52



Р и с. 3. График зависимости твердости от температуры дисперсионного твердения с выдержкой 5 часов

При изготовлении подшипников твердость деталей из сплава 40ХНЮ-ВИ, согласно действующей технической документации, должна быть не ниже 58 HRC или 640 HV. На рис. 3 видно, что требуемая твердость достигается при температуре старения 600 °С и достигает максимального значения при 650 °С. При температуре старения выше 650 °С сплав начинает разупрочняться, и при температуре ≈ 680 °С твердость образцов уже не соответствует требованиям технической документации. Таким образом, оптимальном режиме дисперсионного твердения для прутков $\varnothing 2,0$ мм плавки № 07346, закаленных при 1150 ± 10 °С, является нагрев при температуре 600 °С с последующей выдержкой не менее 10 часов или нагрев до 650 °С с выдержкой 5 часов. Более продолжительная выдержка при 600 °С необходима для получения однородной структуры упрочненного твердого раствора без зон с пониженной твердостью.

По результатам работы можно сделать следующие выводы:

1. Построен график зависимости твердости сплава от температуры дисперсионного твердения при выдержке 5 часов.
2. Получены снимки микроструктур сплава 40ХНЮ-ВИ в состоянии поставки, а также состаренного при различных температурах.
3. Подтверждено предположение о химической неоднородности сплава как причине неравномерного протекания процесса дисперсионного твердения.
4. Определена оптимальная температура старения.
5. Выдвинуто предположение о существовании в микроструктуре состаренного сплава локальных образований хрупких σ - и μ -фаз.

Исследования выполнялись в ЦКП «Исследование физико-химических свойств веществ и материалов» ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический университет».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ТУ 14-1-2505-78 Прутки со специальной отделкой поверхности (шлифованные) из сплава марки 40ХНЮ-ВИ (ЭП793-ВИ). – С. 3.
2. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / В.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. 2-е изд., испр. и доп. – М.: Металлургия, 1981. – 600 с.
3. Островская Е.А., Цицунов В.С. Особенности термической обработки сплава 40ХНЮ-ВИ // Подшипниковая промышленность: Сб. науч.-техн. реф. Вып. 4. – М.: НИИНавтопром, 1983. – С. 16-20.
4. Маслёнков С.Б. Жаропрочные сплавы, состояние и перспективы развития // Жаропрочные и жаростойкие металлические материалы: Физико-химические принципы создания: Сб. докл. Под ред. М.С. Райкова. – М.: Наука, 1987. – С. 15-22.
5. Маслёнков С.Б., Маслёнкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур: Спр. изд. в 2-х кн. Кн. 1. – М.: Металлургия, 1991. – 540 с.
6. Гудремон Э. Специальные стали. В 2-х т. Т. 1. – М.: Москва, 1959. – 1638 с.

Статья поступила в редакцию 17 апреля 2013 г.

EFFECT OF AGING TEMPERATURE ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF THE ALLOY 40HNU-VI

S. I. Kazarin

«Miniature Bearings Factory» Ltd.
18 km, Moskovskoje shosse, Samara, 443072

Introduced the results of the study on the changes of the microstructure and hardness 40HNU-VI alloy, hardened in 1160-1140 °C, depending on the aging temperature at the same holding time 5 hours.

Keywords: *nickel-base alloy, bearing, heat treating.*