

УДК 620.14.018.44

Н.В. Редькина, С.В. Харитонов, В.А. Скуднов

Нижегородский государственный технический университет

**ВЛИЯНИЕ ВИДА ЗАКАЛКИ
НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА 44НХТЮ**

Дисперсионно твердеющий элинварный сплав 44НХТЮ применяется для изготовления современных упругих чувствительных элементов прецизионных приборов: расходомеров, регуляторов скорости и датчиков линейных ускорений, электронных весов, волосковых спиралей часовых механизмов и др [1]. Для обеспечения их стабильной работы, этот сплав должен быть высокопрочным и иметь температурностабильный модуль нормальной упругости. Прочность сплава можно повысить за счет измельчения зерна.

Традиционными операциями для получения изделий из данного сплава являются закалка и двухступенчатое старение. Закалку в чугунной стружке сплава 44НХТЮ применяют для упрочнения кромок изделий. При высокотемпературной термоциклической обработке (ВТЦО) происходит измельчение зерна [2]. Необходимо сравнение микроструктур, полученных в результате этих режимов термообработок, что и послужило целью настоящей работы.

Исследовались образцы, вырезанные из прутков диаметром 15 мм и высотой 10 мм.

Термическую обработку по экспериментальным режимам, приведенным в табл. 1, проводили в лабораторных муфельных электрических печах сопротивления. Регулирование температуры – автоматическое. Температура измерялась с помощью термопары типа

хромель-алюмель и потенциометра КСП-3, класс точности 0,5. Точность регулирования и измерения ± 10 °С. Измерение твердости производилось по методу Роквелла. Для выявления микроструктуры применяли электролитическое травление в 20 %-ном растворе щавелевой кислоты. Микроструктура шлифа исследовалась под микроскопом МИМ-7 при увеличении 130. Химический состав исследуемого сплава приведен в табл. 2.

Съемка рентгенограмм производилась на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-2. Режимы съемки: материал анода – Fe, $\lambda(\text{Fe}) = 1930 \text{ \AA}$, $U = 25 \text{ кВ}$, $I = 0,5 \text{ мА}$, щели 1 – 2 мм. Результаты расчета рентгенограмм в трех состояниях приведены в табл. 3.

Расшифровка рентгенограмм производилась, исходя из начального угла Вульфа-Брегга 2θ с учетом масштаба. Вычислялись соответствующие углы для всех характеристических линий спектра. Затем определялась относительная интенсивность всех линий с учетом матричной линии, имеющей относительную интенсивность 1,0. По уравнению Вульфа-Брегга определялись межплоскостные расстояния d/n [3]:

$$\frac{d}{n} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \quad (1)$$

Таблица 1

Экспериментальные режимы закалки образцов из сплава 44НХТЮ

Номер режима	Технологические параметры режимов термической обработки
1	Закалка образцов при температуре 850 – 900 °С (в чугунной стружке), время выдержки 30 мин, охлаждение в воде
2	Закалка 910 \pm 10 °С, время выдержки 30 мин, охлаждение в воде (ГОСТ 10994-74)
3	ВТЦО 910 \leftrightarrow 350 °С, охлаждение на воздухе с окончательным охлаждением в воду, 4 цикла

Таблица 2

Химический состав сплава 44НХТЮ с постоянным и низким температурным коэффициентом модуля упругости (ГОСТ 10994-74), % (по массе)

Сплав	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Al
44НХТЮ	$\leq 0,05$	0,3 – 0,6	0,3 – 0,6	43,5 – 45,5	5,0 – 5,6	2,2 – 2,7	0,4 – 0,8

Таблица 3

Рентгеноструктурный анализ сплава 44НХТЮ в различных состояниях термической обработки

Относительная интенсивность	Угол Вульфа-Брегга, град	Межплоскостное расстояние, А	Предполагаемая фаза
Образец № 1 (режим 1)			
0,2	25	2,286	Ni ₃ Ti; Fe ₂ Ti
1,0	27,75	2,070	γ
0,1	29,12	1,981	Fe ₂ Ti
0,3	32,5	1,787	Ni ₃ Ti
0,3	43,75	1,398	γ
0,1	49,62	1,269	Cr ₂ Ti
0,1	54,25	1,191	Cr ₂ Ti
0,3	63,4	1,084	Cr ₂₃ C ₆
0,1	69,12	1,037	Cr ₂₃ C ₆
Образец № 2 (режим 2)			
0,21	24,87	2,29	Ni ₃ Ti
1	27,12	2,11	γ
0,1	29	1,99	Ni ₃ (Ti,Al), Fe ₂ Ti
0,47	32,4	1,8	γ
0,064	43,6	2,79	Cr ₂ Ti
0,28	49,54	1,26	γ
0,07	53,95	1,19	Cr ₂ Ti
0,03	57,79	1,14	Cr ₂ Ti
0,51	63,18	1,08	γ
Образец № 3 (режим 3)			
0,205	24,83	2,29	Ni ₃ Ti
1	27,62	2,08	γ
0,102	29,04	1,98	Ni ₃ (Ti,Al), Fe ₂ Ti
0,482	32,37	1,80	γ
0,054	43,62	1,39	Cr ₂ Ti
0,271	49,56	1,26	γ
0,07	53,94	1,19	Cr ₂ Ti
0,03	57,79	1,14	Cr ₂ Ti
0,43	63,16	1,08	γ

Величину минимальной плотности дислокаций в сплаве (ρ) определяли с помощью физической ширины первой и последней линий рентгенограммы и оценивали по формуле [3]

$$\rho = \frac{3}{D^2}, \quad (2)$$

где D – размеры блоков, см.

Результаты рентгеноструктурного анализа представлены в табл. 3, из которой видно, что в результате закалки в чугунной стружке образуются карбиды вследствие науглероживания поверхности, а также большое число частиц избыточной фазы, что хорошо видно и на микрофотографиях закаленного сплава. Но при этом происходит рост зерен, что является недопустимым для этого сплава. В результате термических обработок, проведенных по режимам 2 и 3, выделяются интерметаллиды, что приводит к повышению твердости сплава.

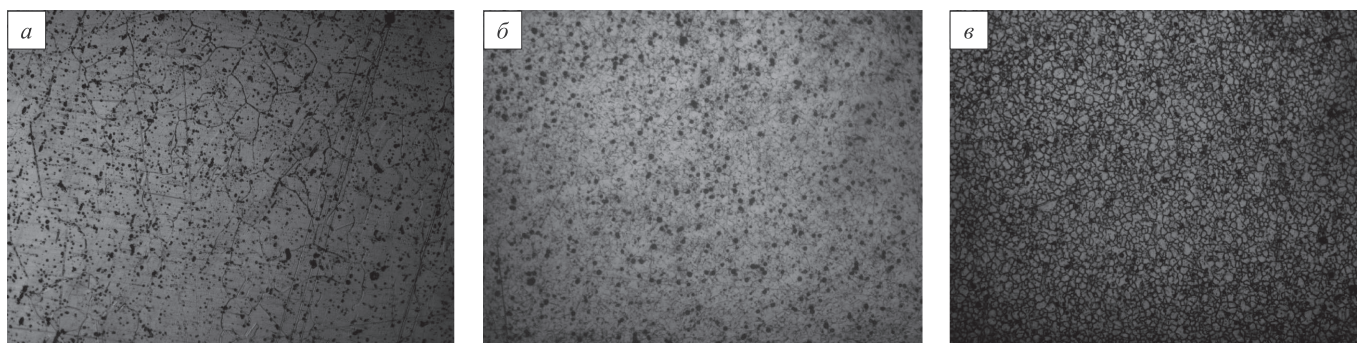
Микроструктура сплава 44НХТЮ после различных термических обработок представлена на рисунке. Видно, что закалка в чугунной стружке приводит к большому росту зерен. Наиболее мелкое зерно получается в результате ВТЦО.

Результаты проведенных исследований представлены в табл. 4. В результате закалки сплава в чугунной стружке по режиму 1 получается крупнозернистая структура с наличием карбидов. Режим 3 позволяет получить наиболее мелкое зерно, высокую твердость и

Таблица 4

Результат исследования микроструктуры образцов из сплава 44НХТЮ

Номер режима	Твердость, HRB	Плотность дислокаций, см ⁻²	Балл зерна
1	79	–	4
2	86	4,6·10 ⁹	–
3	102	8,1·10 ⁹	9



Структура образцов из сплава 44 НХТЮ после термической обработки, ×130, по режимам: а – 1; б – 2; в – 3

плотность дислокаций, а, следовательно, и более высокую прочность сплава по сравнению с режимами 1 и 2.

Выводы. Применение термоциклической обработки позволяет эффективно улучшить микроструктуру элинварного сплава 44НХТЮ. Совершенствование структуры сплава при термоциклической обработке происходит вследствие термических напряжений, а также образования и растворения интерметаллидов. Плотность дислокаций после ВТЦО значительно выше, чем после закалки, что свидетельствует об увеличении прочности. Полученные результаты следует использовать для оптимизации режима закалки элинварного сплава 44НХТЮ.

УДК 669.18: 621.746. 047. 007

Ю.А.Самойлович

Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники

ДИНАМИКА СТРУКТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОМ ТЕРМОУПРОЧНЕНИИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Исследования эксплуатационной стойкости железнодорожных рельсов выявили определенные преимущества рельсов, обладающих заданной неоднородностью механических свойств по сечению рельса: представляется желательной повышенная прочность (твердость) головки рельсов по сравнению с подошвой и шейкой при достаточно высоких показателях пластичности по всему сечению рельса. Заданная неоднородность механических свойств может быть обеспечена созданием различной структуры металла в отдельных элементах рельса – пластинчатого перлита в подошве и шейке, нижнего бейнита либо отпущенного мартенсита в головке рельса.

Формирование рельсов с различным типом структуры металла в отдельных элементах поперечного сечения требует использования новой технологии термической обработки – дифференцированного термоупрочнения рельсов (ДТУ). Судя по зарубежному опыту производства железнодорожных рельсов [1 – 3], использование технологии ДТУ позволяет повысить временное сопротивление рельсовой стали бейнитного класса до значений 1400 – 1450 МПа и твердости до НВ 400 – 410 при достаточно высоких показателях пластичности металла. Вместе с тем, при использовании традиционной для отечественных предприятий технологии объемной закалки в масле высокоуглеродистой рельсовой стали (0,72 – 0,82 % С) твердость металла обычно не превышает НВ 400, а временное сопротивление – значений $\sigma_B = 1200 – 1250$ МПа.

Настоящая работа посвящена анализу термонапряженного состояния железнодорожных рельсов из ста-

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Редькина Н.В., Скуднов В.А., Харитонов С.В. Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: Тез. докл. IV Междунар. конф. – М.: ИМЕТ РАН, 2011. С. 389.
2. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. – Л.: Машиностроение, 1989. – 255 с.
3. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1979. – 135 с.

© 2012 г. Н.В. Редькина, С.В. Харитонов,
В.А. Скуднов
Поступила 27 марта 2012 г.

ли бейнитного класса при использовании дифференцированной (раздельной) закалки головки и подошвы рельсов.

Известно, что закалка среднеуглеродистой стали (0,3 – 0,4 % С) на нижний бейнит позволяет существенно повысить прочность металла при достаточно высоких показателях пластичности [4, 5]. В то же время структура пластинчатого перлита (сорбита закалки) обеспечивает достижение механических свойств (прочности, пластичности), достаточных для нормального функционирования подошвы и шейки рельсов.

Следует отметить, что способ упрочнения рельсов путем изотермической закалки на нижний бейнит был исследован российскими металлургами еще в 1965 – 1970 гг. [6, 7]. При этом исходную температуру рельсов поддерживали на уровне 850 – 900 °С, а изотермическая закалка обеспечивалась выдержкой рельсов в течение 30 – 45 мин в горячей среде (смеси щелочей NaNO_3 , KNO_3 с добавлением 0,7 % воды) в интервале температур 320 – 340 °С.

В качестве закалочной среды, помимо смеси щелочей, можно использовать водовоздушную смесь, охлаждающая способность которой регулируется изменением ряда параметров – концентрации воды и воздуха, их удельных расходов, степени дисперсности капель воды и рядом других. При этом поддержание необходимой температуры изотермической выдержки обеспечивается импульсным режимом расхода охлаждающей среды с использованием управляющей микроЭВМ, как необходимого элемента закалочного устройства [8 – 11].