

ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПУТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫМИ ЭФФЕКТАМИ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ.

ИНДМАШ НАНБ, ПО «БелАЗ»

Минск, Беларусь

Важным шагом дальнейшего изучения микро-и макроскопических аспектов пластической деформации и разрушения является развитие представлений о зарождении и развитии макролокализованной пластической деформации (МЛПД) в стали и о приоритетной роли приграничных объемов зерен при формировании свойств сталей и стальных деталей машин. В предложенной новой гипотезе МЛПД узлы сопряжения α -матрицы с приграничным аустенитом и мартенситом впервые рассмотрены как источники дислокации и локальных напряжений, действующих в приграничных объемах зерен [1]. При этом основная роль отводится неравномерной, зернограничной концентрации меди и, следовательно, аустенита, как одной из причин избирательного транскристаллитного скольжения.

Предположение о высокой эффективности источника дислокаций при сопряжении γ и α -решетки обусловило интерес к исследованию возможности существования аустенита в приграничных объемах зерен. В отожженной феррито-перлитной стали 20X2H4A, содержащей примесную медь 0,15%, исследованием спектров ядерных магнитных резонансов (ЯМР) нами обнаружен аустенит в количестве $\sim 3\%$. Полученный результат дал основание смоделировать условия образования приграничной γ -фазы при последовательном долегировании Cu и Ni среднеуглеродистой стали, определить плотность дислокаций в приграничных зонах зерен и провести структурный анализ этих зон. Исследования проводились на образцах из трех малоуглеродистых сталей, отличающихся только содержанием меди и никеля: образец № 1 – сталь 20; образец № 2 – то же, с добавкой 0,5 % меди; образец № 3 – то же, с добавкой 0,5 % меди, 2,5 % никеля и 1,2% хрома.

Образцы стали были термообработаны по следующему режиму: нормализация с температуры $900 \pm 10^\circ\text{C}$, после выдержки 2 часа – высокий отпуск при $T_0 - 650 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 3 час, что исключало наличие остаточного аустенита и обеспечивало снятие фазового наклепа при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. Просмотр фольги проводился в электронном микроскопе ЭМ-200 при напряжении 100 кВ..

Электронно-микроскопические исследования показали, что в нелегированной стали плотность дислокаций вблизи границы и в сердцевине ферритных зерен практически одинакова; при легировании только медью (образец № 2) плотность дислокаций несколько выше в приграничных объемах, при одном дополнительном долегировании никелем (образец № 3) это различие увеличивается (табл. 1).

В образце №3 по границам зерен феррита (в некоторых участках сплава) обнаружена прослойка другой фазы. Анализ полученных микроэлектроннограмм позволяет утверждать, что в смоделированном составе стали наблюдается аустенит. Таким образом идентификация аустенита в виде локальных зон у границ зерен и отмеченное увеличение плотности зернограничной дислокации (ЗГД) являются прямым подтверждением возникновения источника ЗГД вследствие сопряжения решеток α и γ -железа имеющих различающиеся собственные параметры.

Методами Auger- и Sims – спектроскопии установлено интенсивное выделение меди и таких аустенитообразующих элементов как Ni, Mn и C в пределах границ зерен

при нагреве до 800°C, причем наиболее интенсивно в интервале 450-500 °С.

Таблица 1. Плотность дислокаций на границах и в теле зерен исследуемых сталей

Сталь	Плотность дислокаций, 10^{10} см^{-2}	
	На границе	В сердцевине
1	0,7	0,7
2	5	4
3	7	4

Полученный результат позволил выдвинуть идею управления свойствами стали путем энергосберегающей термообработки за счет изменения расстояния l между источниками приграничных дислокаций в двух соседних зернах. Предполагается, что при этом достигается повышение равнопрочности границ зерен и снижение склонности стали к макролокализации пластической деформации. Формально это равнозначно увеличению значений параметра l в формуле (1). Чем больше абсолютные значения l , тем меньше влияние неизбежных вариаций l на изменение концентраций напряжений у вершин линий скольжения равных размеру зерна (L)

$$\sigma = (L/l)^{1/2}. \quad (1)$$

Соотношение (1) используется для определения концентрации напряжений в вершине полосы макроскольжения [2].

Ввиду того, что существование различных зернограницных прослоек является следствием высокого местного легирования аустенитообразующими, то увеличение l может быть осуществлено при относительно низких температурах нагрева, так как известно, что высоколегированный мартенсит распадается уже при 300-400°C [3]. Диффузия металлических элементов в стали при уровне температур, близком к указанному, уже может проявляться достаточно активно.

В то же время температура нагрева должна быть ниже температуры распада третичного цементита (~600°C), распад которого приводит к снижению служебных свойств углеродистых сталей [4]. Эта особенность сталей проявляется после нагрева выше 600°C и последующего охлаждения в воде. Поэтому в разрабатываемом методе температура нагрева принята в интервале 500-550°C.

При температурах нагрева 450-550°C можно ожидать превращения приграничного мартенсита в аустенит, а также дополнительного легирования приграничного аустенита как металлическими элементами, так и углеродом. При быстром охлаждении стали с указанных температур возможно увеличение толщины высоколегированной приграничной зоны зерна и, как результат, смещение к центру зерен узлов сопряжения кристаллических решеток, формирующих источники дислокаций в приграничных объемах. В этом случае расстояние между взаимодействующими источниками в соседних зернах увеличивается.

При прочих равных условиях такая термообработка может способствовать выравниванию концентраций элементов в искажениях решеток. Таким образом, избирательное распространение пластической деформации между соседними зернами в этом случае должно быть затруднено, а степень МЛПД должна быть уменьшена.

Предложенный метод основан на локальных структурных превращениях высоколегированных фаз и является обратимым процессом.

Микроспектральные анализы (Euger-спектрометрия, SIMS-спектрометрия вторичных ионов, Esha-рентгеновская фотоэлектронная спектрометрия) в основном подтвердили принципы, заложенные в предлагаемом энергосберегающем термоупрочнении. После нагрева стали 20 до 515-530°C и охлаждения ее в воде обнаружено обога-

щение приграничных слоев медью и никелем и обеднением углеродом (табл. 2). Ширина приграничного слоя, на котором происходит заметное обогащение медью с никелем, увеличивается более чем в 1,5 раза.

У углеродистых и низколегированных сталей после нагрева до 515-530°C и охлаждения в воде снижается внутреннее трение. (рис.1).

Таблица 2. Результаты количественного анализа образцов стали 20 при различных термообработках (образец по ГОСТ 9454-78, U - надрез. Излом при -196°C на воздухе. Esha-спектрометрия, скорость травления 1 нм/мин.)

Номер образца	Время травления	C_{Cu}/C_{Fe}	C_{Ni}/C_{Fe}	C_{Mn}/C_{Fe}	C_r/C_{Fe}	C_C/C_{Fe}
1	5	$4,3 \cdot 10^{-3}$	$1,2 \cdot 10^{-3}$	$1,5 \cdot 10^{-2}$	$1,2 \cdot 10^{-4}$	-
	40	$0,6 \cdot 10^{-3}$	-	$0,8 \cdot 10^{-3}$	$4 \cdot 10^{-4}$	$2,5 \cdot 10^{-2}$
2	5	$5,4 \cdot 10^{-3}$	$9 \cdot 10^{-3}$	$2 \cdot 10^{-2}$	1,0	-
	40	$2,1 \cdot 10^{-3}$	$8 \cdot 10^{-3}$	$9 \cdot 10^{-3}$	$2,0 \cdot 10^{-3}$	$1,5 \cdot 10^{-2}$

Примечание: 1- нормализация; 2 - нагрев до 530°C и охлаждение в воде. Содержание примесей: Cu, Ni $\approx 0,15\%$.

Внутреннее трение - наиболее чувствительная характеристика начального периода микропластичности в стали. Поэтому отмечаемое снижение внутреннего трения после термоупрочнения с нагрева в 530°C можно рассматривать как следствие изменений, происходящих в приграничных объемах зерен, где, как отмечалось [5], возникают первые дислокации при указанном уровне напряжений. После рассматриваемой термообработки изменяются закономерности пластического деформирования на пределе текучести. Исчезает «зубчатость» на диаграмме растяжения. Одновременно повышается сопротивление изгибу и усталости. Предел текучести при изгибе и предел выносливости при растяжении увеличиваются на 15-20% (рис. 2, табл. 3).

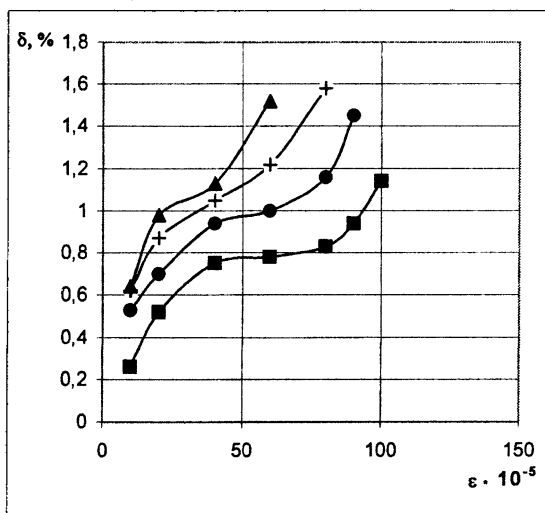


Рис.1. Декремент колебаний для образцов из сталей:

- ▲ 10ХСНД, ожиг;
- 10ХСНД, отжиг, термоупрочнение с 550 °С;
- + сталь 20, нормализация;
- сталь 20, нормализация, термоупрочнение с 550 °С.

Электронномикроскопическое исследование структуры границ зерен стали 10ХСНД после нормализации, последующего нагрева до 530°C и охлаждения в воде показало, что в зоне ферритных границ возникает «бахрома» из коротких дислокаций, т.е. граница как бы расширяется, становится более объемной (рис. 3). Такие явления

отмечаются в холоднотекстурированных металлах [6]. Дополнительно следует указать на выпадение частиц на границах ферритных зерен.

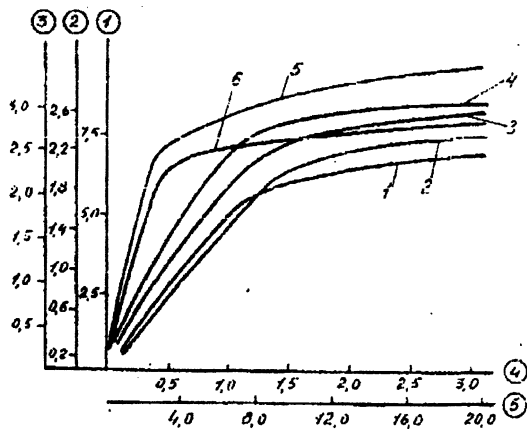


Рис.2. Упругопластический изгиб балок: 1 - сталь 20, нормализация 1, поперечный изгиб, оси 3-4; 2 - сталь 20, нормализация, «закалка» с 530°C, поперечный изгиб, оси 3-4; 3 - сталь 10ХСНД, отжиг, чистый изгиб, оси 2-4; 4 - сталь 10ХСНД, отжиг, «закалка» с 530°C, чистый изгиб, оси 2-4; 5 - сталь 22ГСМТЮ АКМ, «закалка», высокий отпуск, поперечный изгиб, оси 1-5; 6 - сталь 22ГСМТЮ (обычная выплавка), поперечный изгиб, оси 1-5

Основные результаты и выводы дополнительно проверены на модельных образцах, вырезанных из замочного основания (кольца) обода колеса БелАЗ 75191 в зоне расположения канавки под замочное кольцо. Указанный элемент конструкции является наиболее нагруженной частью обода, и его материал испытывает различный спектр нагрузок.

Таблица 3. Соппротивление усталости стали 09Г2С при термоупрочнении: нагрев до 530°C и охлаждение в воде (изгиб с вращением)

Термообработка	Предел выносливости, МПа	Примечание
Нормализация	200	Образцы вырезаны из листа толщ. 20 мм вдоль прокатки
Нормализация, нагрев до 530°C, вода	230	

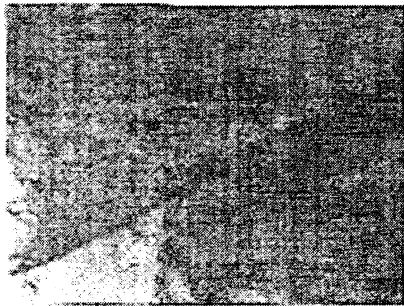


Рис.3. Электронная микрофотография структуры стали 10ХСНД после нормализации, нагрева до 530°C и охлаждения в воде (светлопольное изображение), увеличение в 15.000 раз

Кольца проходят операцию правки на калибровочном прессе. В результате на серийных кольцах появляются интенсивные, расположенные под углом 45° к оси обода следы макролокализованной пластической деформации. На кольцах, прошедших «закалку» с 550°C, линии сдвига не проявляются.

Сравнительные испытания на усталость образцов, вырезанных из ободьев, колес проведены на стандартной машине фирмы «Шенк» при частоте 10 Гц и коэффициенте асимметрии $R=0,2$. База испытаний $N=3 \cdot 10^6$ (рис.4).

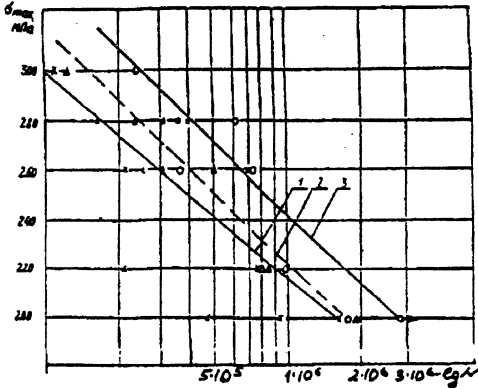


Рис.4. Долговечность модельных образцов обода колеса карьерного самосвала после различных видов термообработки: 1(X) – серийное исполнение обода (металл в состоянии поставки); 2(Δ) – нормализация обода; 3(O) – нормализация обода, нагрев до 550°C охлаждение в воде

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что прошедшие в материале изменения привели к устранению неоднородной пластической деформации Людерса-Чернова, определяющей склонность материала к зарождению усталостного и хрупкого разрушения.

Проведенный комплекс исследований позволил предложить для внедрения в промышленности новые методы повышения работоспособности деталей машин, основанные на управлении внутренней химической и структурной однородностью стали.

Литература. 1.Моисеенко В.И., Мариев П.Л. О локализации пластической деформации в сталях // ДАН БССР. - 1989. - N7.- С.625-627. 2.Мак Лин Д. Границы зерен в металлах. - М.: Металлургиздат.- 1960. - 322 с. 3.Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. -М.: Металлургия. -1986. -544 с. 4.Гудремон Э. Специальные стали. В 2 т., -М.: Металлургия. -1966. -736 с. 5.Орлов Л.Г. Образование дислокаций на границах зерен как составная часть механизма ранних стадий пластической деформации. Тез. докл. I ВК "Структура и свойства границ зерен". – Уфа. –1983. - С.13-14. 6.Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. - М.: Металлургия.- 1980. - 154 с.

УДК 621. 81: 621 - 192

Почтенный Е.К., Капуста П.П.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СЛУЧАЙНОГО НАГРУЖЕНИЯ И ПОСТРОЕНИЕ НАГРУЗОЧНЫХ БЛОКОВ

*Институт механики машин НАН Беларуси
Белорусский национальный технический университет
г. Минск, Беларусь*

Постановка задачи. Важной задачей машиностроения при создании мобильных машин, например автотранспортных средств, является проблема обеспечения требуемых ресурса элементов конструкций с учетом их эксплуатационного нагружения, кото-