

## ВНУТРИЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРНАЯ И ДИСЛОКАЦИОННАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

*ИНДМАШ НАНБ, ПО «БелАЗ»  
Минск, Беларусь*

Исследованиями последних десятилетий показано, что в разрушении стали и стальных деталей приоритетная роль принадлежит негомогенной (локализованной) пластической деформации (ПД), развивающейся в материале при внешней нагрузке [1,2]. Вместе с тем природа локализации ПД (в первую очередь – макролокализации) изучена недостаточно. Наиболее распространенная точка зрения об определяющей роли углерода и азота в развитии локализованной деформации Людерса-Чернова не подтвердилась исследованиями метеоритного железа и сталей при удалении из них азота. Несмотря на наличие в материале метеорита карбидов железа негомогенная текучесть в нем не отмечается [3]. При удалении азота из стали деформационное старение материала заметно снижается, но макролокализация ПД в нем сохраняется. В работе [4] впервые выдвинута гипотеза макролокализации ПД, основанная на формировании в стали структурной и прочностной неоднородности приграничных объемов зерен в присутствии в стали или в техническом железе остаточной меди. При этом было показано, что медь концентрируясь на границах зерен инициирует неравномерную концентрацию в тех же объемах аустенитообразующих элементов: никеля и углерода. Количество никеля в зонах концентрации меди увеличивается, а углерода уменьшается. Высокую концентрацию меди и никеля у границ зерен в среднелегированной конструкционной стали предложено рассматривать как одну из основных причин возникновения аустенита в отожженной стали и изменения ее способности к науглероживанию при цементации поверхности. Существование аустенита в приграничных объемах ферритных зерен имеет фундаментальное значение для понимания природы возникновения зернограничных дислокаций, деформирования и разрушения конструкционных сталей. Несмотря на актуальность вопроса наличие аустенита у границ зерен не всегда принимается однозначно [5].

В наших работах методами Мэсбауэра было установлено наличие аустенита в среднелегированной отожженной стали, содержащей в своем составе ~ 3 % никеля и 0,2 % углерода. Как показывает анализ диаграммы магнитного резонанса общее количество аустенита можно принять примерно равным 3 % от общей массы металла. Это достаточно близко к той доле, которую занимают высоко легированные приграничные объемы зерен отожженной стали.

Однако метод Мэсбауэра регистрируя  $\gamma$  – решетку стали позволяет получить лишь среднее значение другой фазы в ферритно-перлитной стали, не давая ответа на характер распределения аустенита на границах зерен и на зависимость количества зернограничных дислокаций от ее состава.

В настоящей работе моделировались условия образования приграничной  $\gamma$ -фазы при последовательном долегиовании Cu и Ni среднеуглеродистой стали и исследовалось при этом формирование дислокационных структур в приграничных объемах зерен.

Для этого было проведено сравнительное определение плотности дислокаций вблизи межзеренных границ и в сердцевине зерна феррита в 3 малоуглеродистых сталях, полученных из одной шихты и отличающихся только содержанием меди и никеля, введённых в жидкую сталь:

сталь №1 - сталь 20;

сталь №2 - то же, с добавкой 0,5 % меди;

сталь №3 - то же, с добавкой 0,5 % меди, 2,5% никеля и 1,2% хрома.

Образцы стали толщиной 2 мм, вырезанные из кованого прутка, были термообработаны по следующему режиму: нормализация с температуры  $900 \pm 10$  °С, после выдержки 2 ч. - высокий отпуск при  $T_0 = 650 \pm 10$  °С в течение 3 ч., что исключало наличие остаточного аустенита и обеспечивало снятие фазового наклёпа при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Металлографические шлифы были приготовлены на той же плоскости, по которой проводилось утонение для электронной микроскопии. Просмотр фольги проводился в электронном микроскопе ЭМ-200 при напряжении 100 кв. Плотность дислокаций определялась по общепринятым методикам методом секущей, которая располагалась вдоль почти прямолинейных участков границ зёрен и на расстоянии, превышающем (в соответствующем масштабе) толщину фольги. При этом дифракционные условия формирования контраста одинаковы на границе и в теле одного и того же зерна. Поэтому нет необходимости определять долю невидимых дислокаций, но точность сравнительных расчётов не снижается.

Результаты подсчёта плотности дислокаций на границах ферритных зёрен и в теле зерна представлены в табл. 1.

Из приведенных данных следует, что в нелегированной стали №1 плотность дислокаций вблизи границы и в сердцевине ферритных зёрен практически одинакова; при легировании только медью (сталь №2) плотность дислокаций несколько выше в приграничных объёмах; при одном дополнительном долегировании никелем (сталь №3) это различие усиливается.

Влиянием хрома здесь можно пренебречь, так как он не склонен к зернограничной концентрации в такой степени, как медь и никель.

Таблица 1

Плотность дислокаций на границах и в теле зёрен  
исследуемых сталей

Сталь	Плотность дислокаций, $10^{10}$ см <sup>-2</sup>	
	на границе	в сердцевине
1	0,7	0,7
2	5	4
3	7	4

Подтверждением рассматриваемой схемы структурной неоднородности является обнаруженная в стали №3 по границам зёрен феррита (в некоторых участках сплава) прослойка другой фазы. Микроэлектронограмма соответствующего участка структуры представляет собой суперпозицию двух микроэлектронограмм: с осью зоны ОЦК-решётки и осью зоны [001] ГЦК-решётки (рис.1). На этом основании можно утверждать, что на границах ферритных зёрен стали, содержащей одновременно Cu и Ni, в некоторых участках имеются объёмы с решёткой гранцентрированного куба и с параметром, близким к параметрам решётки меди и аустенита. Учитывая, что с помощью ЯМР также было установлено наличие аустенита в отожжённой стали аналогичного состава, а также то обстоятельство, что при наличии только одной меди никаких других решеток не обнаружено, можно утверждать, что в смоделированном составе стали наблюдается аустенит, возникающий в зонах, обогащённых никелем и медью. Аустенит устойчив даже при температурах высокого отпуска. Феррит стали №3, в котором никель и медь оказались сконцентрированными в приграничных объёмах, является близ-

\*В проведении эксперимента принимали участие Л.Васильева и П.Папковский  
дополнительном долегировании никелем (сталь №3) это различие усиливается.

ким по составу ферриту нелегированной стали №1, в то время как обогащённый медью и никелем аустенит приграничных объёмов стали №3 остаётся не превращённым.

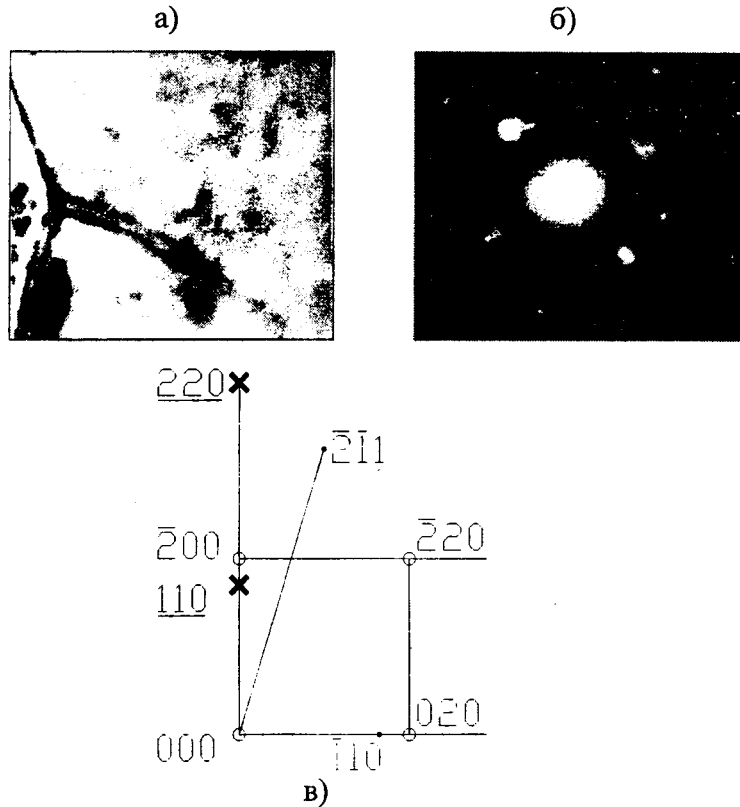


Рис.1. Электронные микрофотографии структуры стали 20ХН3А образец №3:  
 а) светлопольное изображение; б) микроэлектронграмма участка, обозначенного 1;  
 в) схема микроэлектронграмм оси зон  $[113] \alpha$ ;  $[001] \gamma$ ;  
 • - рефлексы ОЦК-кристалла;  $\times$  - рефлексы узловой прямой  $\langle 011 \rangle$ ,  
 другого ОЦК-кристалла;  $\circ$  - рефлексы ГЦК-кристалла

Таким образом, впервые экспериментально, с помощью прямых структурных и кристаллографических методов, показано, что одновременное присутствие в высокоотпущенной стали примесной меди и никеля приводит к увеличению плотности дислокаций в приграничных объёмах ферритных зёрен, а в некоторых случаях - и к стабилизации аустенита в виде зернограничных прослоек.

Кроме зернограничной концентрации примесной меди в стали, установлено перераспределение меди при нагреве материала уже после образования в стали свободных поверхностей. При нагреве до  $800^\circ\text{C}$  концентрация меди на образовавшейся при хрупком изломе поверхности увеличивается. Наиболее интенсивно этот процесс происходит при  $450\text{-}500^\circ\text{C}$  (табл. 2).

По-видимому, наиболее важно отметить, что чем выше при нагреве степень обогащения свободных поверхностей стали выделяющейся медью, тем ниже интенсивность выделения на этих поверхностях углерода (табл. 3). Таким образом, сделанные предположения о влиянии неравномерного распределения меди на процессы диффузии углерода при цементации стали имеют физическую основу.

Таблица 2 Выделение элементов на свободной поверхности после хрупкого разрушения в вакууме при  $-196^{\circ}\text{C}$  и последующего нагрева (Auger (A)- и Sims (S)-спектрометрия). Сталь 14ХГНМДАФБРТ

Элемент	Температура и способ измерения							
	20 $^{\circ}\text{C}$		240 $^{\circ}\text{C}$		450 $^{\circ}\text{C}$	540 $^{\circ}\text{C}$	800 $^{\circ}\text{C}$	
	S	A	S	S	S	A	S	
Cu	9	8,5	97	760	1700	10,5	1650	
Ni	4	4,1	261	870	860	6,5	860	
Mn	-	-	3080	66000	44000	-	67000	
C	1	1,1	70	580	550	0,8	1600	

Примечание: Sims-спектрометрия позволяет качественно оценить концентрацию элементов

Таблица 3 Локальная концентрация (интенсивность излучения 1) углерода и меди на свободной поверхности излома в вакууме  $1 \cdot 10^{-9}$  при нагреве 25-600 $^{\circ}\text{C}$  (Sims-спектрометрия)

Марка стали	Изменение интенсивности излучения элементов ( $I_{600}/I_{25}$ )	
	C	Cu
Сталь 20	44	3
14Х2ГМР	21	11
14ГНМДАФБРТ	8	17

Полученные результаты имеют принципиальное значение, так как не только позволяют объяснить ряд известных особенностей начального периода деформирования и разрушения стали, но и определить научно обоснованные пути устранения внутренних очагов неравнопрочности материала и деталей. Прежде всего обращает на себя внимание весьма заметный синхронный рост числа дислокаций у границ зерен отожженной стали при одновременном увеличении в стали примесной меди (до 0,5%) и долегирования стали никелем (до 3%). Увеличение количества зернограницных дислокаций (ЗГД) в материале после указанной термообработки при одновременном возникновении аустенита в виде локальных объемов, располагающихся у границы, может служить первым прямым подтверждением возникновения ЗГД как следствия сопряжения решеток  $\alpha$  и  $\gamma$ -железа, имеющих различающиеся собственные параметры. Тем самым выдвинутые и изложенные в работе [4] предположения о решающей роли структурной неоднородности границ на зарождение в стали дислокаций и макролокализованной пластической деформации нашли свое подтверждение. Небезинтересно также отметить, что очаги аустенита ( $\alpha$  значит и ЗГД) возникают на стыке трех зерен, что может послужить объяснением возникновения очагов микротрещин в стыке и последующего макроразрушения трех зерен. Таким образом, исследования и полученные результаты свидетельствуют, что в ряде случаев представляется возможным достаточно точно смоделировать условия возникновения дислокаций и типовые механизмы разрушения материалов деталей при внешней нагрузке. Это открывает новые возможности в рациональном создании конструкционных сталей и формировании новых технических идеологий и технологий повышения надежности и долговечности деталей на различных стадиях их изготовления. Изложенный подход частично уже использован при создании производства армированных листовых сталей, цементированных зубчатых колес с недеформируемой структурой. В указанных объектах положительный эффект достигается равномерным распределением примесной меди в стали на стадиях ее кристаллизации [1]. Представ-

ляется, что он может быть весьма полезен при создании крупных азотируемых зубчатых колес и при получении ответственных отливок для литосварных циклически нагружаемых систем машин большой единичной мощности.

**Литература.** 1. Моисеенко В.И., Мариев П.Л. Основы структурной равнопрочности стали и элементов крупногабаритных деталей машин. Минск, 1999, 199 с. 2. Любовиц Г. Разрушение. т.1, М.: Мир, 1973, С. 7-14. 3. R.Gordon. Mechanical properties of Iron Meteorites and the Structure of their Parent planets. Journal of Geophysical Research. Vol. 76, №8, march 10, 1971, p. 439-447. 4. Моисеенко В.И., Мариев П.Л. и др. О локализации пластической деформации в сталях // ДАН БССР, 1989, №7, С.625-627. 5. Касаткин Б.С. Структура и микромеханизм Хрупкого разрушения стали. Киев: Техника, 1964, 265 с.

УДК 519:527:669.27

**А.Н. Чичко, Ю.В. Яцкевич, В.Ф. Соболев, О.И. Чичко**

## **ТРЕХМЕРНОЕ КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ДЕТАЛЯХ**

*Белорусский национальный технический университет  
Минск, Беларусь*

Развитие компьютерных технологий открывает новые возможности в управлении процессами термической обработки деталей. Структурные и фазовые превращения материала вместе со сложной пространственной конфигурацией детали под воздействием температуры являются причиной неоднородного распределения свойств в сечении детали (структура, твердость), что приводит к снижению ее надежности и долговечности, а часто и к браку.

В Белорусской государственной политехнической академии разрабатывается первый белорусский пакет (компьютерная система «ПроТерм») по моделированию разнообразных процессов нагрева и охлаждения деталей из материалов, используемых в промышленности. Моделирование термической обработки детали позволяет проследить динамику изменения температуры, фазовых превращений, напряжений и деформаций в любой момент времени в любом сечении детали в процессе её нагрева и охлаждения в закалочной среде. В основе пакета - математическое ядро, построенное на уравнении теплопроводности, уравнении равновесия, уравнениях связи деформаций и напряжений, клеточно-автоматных правилах и других уравнениях, используемых в теории температурных напряжений [1, 2, 3].

Работу с пакетом предполагается проводить в несколько этапов:

1. Построение графического (трехмерного) изображения детали, которая подвергается термической обработке.
2. Импортирование электронной копии детали формата .stl в систему «ПроТерм».
3. Разбиение детали и печной среды, в которой она находится, на элементы. Методы пакета позволяют учесть конфигурацию и пространственное расположение нагревателей печи через соответствующее графическое изображение.
4. Задание материалов детали, (сталь, ...), закалочных сред (масло...), материалы нагревателей, а также их теплофизических свойств (теплопроводность, теплоемкость, плотность).
5. Задание начальных и граничных условий нагрева (охлаждения) детали и сред.