

**ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ  
ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ**

**С. И. Губенко, д. т. н., проф.**

*Национальная металлургическая академия Украины*

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из перспективных методов получения ультрадисперсной структуры металлических материалов, что позволяет получать высокопрочное состояние, а также уникальные функциональные свойства этих материалов без изменения химического состава. Целью настоящих исследований было изучение локальных процессов пластического структурообразования, происходящих в стальной матрице вблизи неметаллических включений при ИПД.

**Материалы и методики исследований.** Образцы сталей 08Ю, 08Х18Н10Т, 09Г2С подвергали деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) за четыре прохода, что соответствовало истинной деформации 3,2. Структурный анализ проводили с помощью оптического микроскопа Olympus РМЕ 3, а также электронного микроскопа JEM 100СХ. Образцы стали 08Ю, подвергали деформации растяжением на установке INSRON 1196.

**Результаты исследований и их обсуждение.** В процессе ИПД в изучаемых сталях происходили изменения, связанные с образованием ориентированных структурных элементов, которые имеют размеры 80 – 260 нм и разделены большеугловыми границами, о чем свидетельствует наличие отдельных точечных рефлексов на кольцевой электронограмме. Для таких элементов структуры характерно наличие дисперсных искривленных мезополос деформации, двойников, вытянутых субзерен. С увеличением числа проходов происходила фрагментация мезополос деформации, что привело к существенному дроблению зерен. Кроме того, появились отдельные равноосные зерна, обусловленные ростом разориентировок субграниц в развитой ячеистой структуре, что связано с развитием холодной динамической рекристаллизации. Для полученных структур характерно увеличение плотности дислокаций до  $(3,2-5,6) \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , что на три порядка выше по сравнению с исходным состоянием, а также увеличение нанотвердости с ростом числа проходов от 2,5 до 4,2 кН/мм<sup>2</sup> для разных исследованных сталей.

Возникающие эффекты при изменении структуры сталей происходят на мезоскопическом уровне и связаны переходом при ИПД от непрерывного пластического течения к локализованному течению в микрополосах сдвига. Для таких процессов необходимы многократные нагружения с изменением направления деформирования, приводящие к непрерывной эволюции дислокационной субструктуры, переходу к локализации в полосах сдвига и ротационной локализации, введению большеугловых границ и образованию стыковых дисклинаций, создающих мощные внутренние напряжения и способствующих коллективному характеру аккомодационного движения дислокаций, а также фрагментации и вращению фрагментов, что обеспечивает условия для измель-

чения микроструктуры сталей до уровня размера ячеек субструктуры. Описанная общая картина измельчения зерен при ИПД не учитывает влияния неметаллических включений. Синергетическая методология физической мезомеханики требует определения природы возможных концентраторов напряжений, которые всегда имеются в нагружаемом твердом теле, а также механизмов неравновесных структурных превращений в локальных зонах концентраторов напряжений. К таким концентраторам напряжений относятся неметаллические включения, а также межфазные границы включение-матрица, разделяющие две деформирующиеся фазы с различными модулями упругости. Это способствует потере сдвиговой устойчивости и возникновению различного рода локализованных процессов структурных и фазовых превращений в матрице вблизи включений и самих указанных границах при ИПД. На границе раздела включение-матрица при нагружении возникает осцилляция локальных напряжений, которые могут существенно превышать средние приложенные напряжения. Очевидно следует рассмотреть возможные процессы релаксации этих локальных напряжений, что позволит повысить механические характеристики и снизить риск разрушения сталей, подвергнутых РУКП.

Частицы включений в условиях РКУП нарушают однородность деформации и способствуют ее локализации; приращение деформации определяется углом поворота включения при его движении в пластической области. Вблизи включения реализуются разнообразные варианты пространственного развития деформации путем изменения положения плоскости сдвига, характер которых очевидно зависит от степени пластичности включения. Присутствие неметаллических включений должно оказывать существенное влияние на развитие многократного сдвигового деформирования, используемого при режиме дробной деформации по фиксированным плоскостям со сдвигом во взаимно противоположных направлениях в сочетании с однородностью напряженного и деформированного состояний, а также на предельную пластичность сталей.

В процессе ИПД вследствие градиентов пластической деформации в стальной матрице происходит пластическое вращение включений, служащих барьерами на пути движения дислокаций. Вблизи включений образуются зоны локализованной деформации, содержащие заторможенные искривленные фрагментированные полосы сдвига, оборванные субграницы, микродвойники, вихревые образования, обусловленные ротационной локализацией и образованием дискретных разориентировок. Размеры ячеек субструктуры примерно в 2 – 3 раза мельче, чем вдали от включений, кроме того вблизи одного включения можно наблюдать несколько очагов ротационной локализации. Вблизи включений возникает дефектный слой, представляющий сложную систему дислокационно-дисклинационного типа, где происходит аккомодационное коллективное движение дислокаций и оборванных дислокационных границ. Поскольку вблизи включений всегда повышена плотность точечных дефектов именно в этих зонах локализованной деформации наиболее вероятна диффузионная аккомодация в системе дислокаций и стыковых дисклинаций, что

является фактором, регулирующим предел деформационного измельчения зерен стальной матрицы вблизи включений. В среднем, вблизи включений размеры нанозерен в 2 – 3 раза меньше, чем вдали от них.

Значения нанотвердости стальной матрицы вблизи включений зависели от типа стали, однако во всех случаях они на 20 – 35% превышали аналогичные значения вдали от включений (табл. 1). Вблизи пластичных включений сульфидов и силикатов значения нанотвердости выше, чем вблизи недеформируемых оксидов и карбонитридов титана, что связано с определенной деформационной релаксацией напряжений в системе пластичное включение-матрица [1]. В случаях локализации динамической холодной рекристаллизации вблизи включений нанотвердость стальной матрицы снижалась примерно на 10%. При развитых деформациях большая часть энергии деформации вследствие диссипации механической энергии превращается в теплоту, что может привести к разогреву металла до температуры начала рекристаллизации. Вероятность такого нагрева возрастает при существенных отличиях в расположении и колебании атомов, находящихся вблизи включений и на границах включение-матрица, по сравнению с атомами, находящимися внутри зерен. Холодная рекристаллизация вблизи включений проходит в условиях высокой концентрации дефектов кристаллического строения, которые не успевают перестроиться до такого уровня, что обеспечить значительное разупрочнение этих участков. Возврат и рекристаллизация вблизи включений могут быть подавлены в значительной степени ограничением подвижности дислокаций примесями, находящимися в этих зонах матрицы в повышенном количестве.

*Таблица 1*

*Нанотвердость стальной матрицы вблизи неметаллических включений и вдали от них (в скобках) после ИПД за четыре прохода (кН/мм<sup>2</sup>)*

08X18H10T, TiCN	4,97 (3,8)
08Ю, MnO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4,49 (3,4)
08Ю, (Fe,Mn)S	3,92 (3,4)
09Г2С, SiO <sub>2</sub>	5,38 (4,2)
09Г2С, MnO·SiO <sub>2</sub>	4,93 (4,2)

В стали 08X18H10T вблизи включений наблюдали ободки из мартенситной фазы, что связано с перераспределением потоков неравновесных дефектов при ИПД, приводящее к концентрационному расслоению аустенита и образованию областей, обогащенных либо никелем, либо железом и хромом. Электронно-микроскопические исследования позволили определить базовые рефлексы ГЦК- и ОЦК-решеток с наличием текстур деформации  $\{111\}_{ГЦК}$  и  $\{211\}_{ОЦК}$ . Мартенситные зерна имеют размеры порядка 10 – 30 нм. Очевидно в локальных областях аустенитной матрицы вблизи включений реализуется механизм концентрационных перераспределений, способствующий локальной потере концентрации никеля, что приводит к образованию мартенсита дефор-

мации. Вдали от включений размеры мартенситных зерен достигают 50 – 80 нм.

Следует учитывать соотношение коэффициентов диффузии и термодинамических параметров в данной стали при ИПД. Коэффициенты диффузии железа и хрома примерно равны, никель имеет максимальную диффузионную подвижность. Появление неравновесных вакансий и перемещение атомов примесей к включениям при ИПД приводит к образованию вблизи включений и на границах включение-матрица неравновесных сегрегаций, возмущающих термодинамическое состояние стали, а также действию обратного эффекта Киркендала при наличии включений и границ включение-матрица, служащих источниками и стоками вакансий [1]. Атомы железа и хрома в данной стали являются „медленными” примесями и в случае направленного к включениям стока вакансий будут локализоваться в областях стока, более подвижные атомы никеля движутся навстречу вакансионному потоку от включений (обратный эффект Киркендала). Уменьшение концентрации никеля в локализованных объемах матрицы вблизи включений приводит к переходу приграничных к включениям областей решетки в ОЦК-фазу - мартенсит. Таким образом, наличие зерен мартенсита вблизи включений свидетельствует об участии последних в транспорте потоков неравновесных вакансий при ИПД, что может привести к концентрационному перераспределению в локальных участках базовых компонентов стали, имеющих различную подвижность.

Действие обратного эффекта Киркендала в стали с включениями как локализованными источниками и стоками вакансий приводит к пространственному масштабу порядка нескольких размеров зерен. Такой механизм связан с активацией вблизи включений ротационных мод деформации, что наблюдали во всех исследованных сталях, а также активацией проскальзывания вдоль границ включение-матрица. В процессе ИПД в границах включение-матрица также повышается плотность избыточных межфазных дефектов (внесенных дислокаций и неравновесных вакансий), что приводит к увеличению свободного объема этих границ и возрастанию их диффузионной проницаемости [1]. Очевидно, наличие нескольких участков ротационной локализации вблизи включений способствует тому, что деформационные микровихри как бы „заметают” решеточные дефекты в границы включение-матрица. При увеличении роторентировки границ включение-матрица при ИПД поток входящих в них решеточных дислокаций превышает поток испускаемых границами дислокаций. В таких межфазных границах локализуется энергия деформации, которая ранее диссипировала в объеме зерен и распространялась на увеличение внутренней энергии, а также на образование неравновесных точечных, линейных и поверхностных дефектов. Рост искажений и напряжений в неравновесных границах включение-матрица приводит к релаксационной перестройке их структуры и делокализации ядер дислокаций, находящихся в этих границах. В результате происходит холодное проскальзывание вдоль границ включение-

матрица, которое может сопровождаться генерированием точечных дефектов в зерно. Причиной холодного проскальзывания вдоль границ включение-матрица является также аккомодация ротационных смещений вблизи включений. Представляется очевидным, что после ИПД межфазные границы включение-матрица обладают повышенной граничной энергией, что обеспечивает высокие скорости диффузии в этих границах.

Характерными особенностями диаграмм растяжения образцов после ИПД являются отсутствие участка равномерного удлинения и наступление локализации деформации с развитием шейки непосредственно после достижения предела текучести, который близок к значениям предела упругости и временного сопротивления, что свидетельствует о высокопрочном состоянии стали (табл. 2). Эллиптическое сечение шейки в образцах свидетельствует о значительной анизотропии стали, деформированной простым сдвигом. Повышение содержания неметаллических включений привело к существенному снижению как прочностных, так и пластических характеристик (табл. 2).

*Таблица 2*

*Механические характеристики стали 08Ю с различным содержанием неметаллических включений после деформации методом РКУП*

№ пл	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$
	МПа		%	
1	654	643	12	32
2	533	521	7	24

Микромеханизмом разрушения стали, подвергнутой РКУП, является преимущественно ямочный, однако изломы имеют сложный рельеф, что обусловлено возникновением при ИПД неоднородных структур деформации, а также наличия неметаллических включений. Крупные ямки связаны с неметаллическими включениями, кроме того вблизи включений встречаются участки, напоминающие вязкое межзеренное разрушение, что обусловлено резкой локализацией деформации стальной матрицы, а также развитием холодного проскальзывания вдоль границ включение-матрица. Таким образом, проблема наличия неметаллических включений является актуальной и для сталей, подвергнутых ИПД.

**Выводы.** В процессе ИПД сталей, подвергнутых РКУП неметаллические включения вызывают ряд эффектов: измельчение нанозеренной структуры, локальные холодные рекристаллизацию и проскальзывание вдоль границ включение-матрица, а также концентрационные перераспределения в матрице и образование мартенсита. Включения влияют на механические свойства сталей, подвергнутых РКУП.

#### **Список использованных источников**

1. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск, АРТ-ПРЕСС, 2005, 536 с.