ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

INTERNATIONAL WORKSHOP

**«Multiscale Biomechanics and Tribology
of Inorganic and Organic Systems»**

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

**«Перспективные материалы с иерархической структурой
для новых технологий и надежных конструкций»**

**VIII ВСЕРОССИЙСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ,
ПОСВЯЩЕННАЯ 50-ЛЕТИЮ ОСНОВАНИЯ
ИНСТИТУТА ХИМИИ НЕФТИ**

«Добыча, подготовка, транспорт нефти и газа»

DOI: 10.17223/9785946218412/55

**СВОЙСТВА, СТРУКТУРА И МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО
ТЕЧЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С ДЕФОРМАЦИОННЫМ ФАЗОВЫМ
ПРЕВРАЩЕНИЕМ**

Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Метастабильные аустенитно-мартенситные стали с пластичностью, наведенной фазовым превращением востребованы в авиа- и автомобилестроении при изготовлении ответственных элементов безопасности. Главной их особенностью является наличие *trip*-эффекта, который проявляется в фазовом превращении аустенит – мартенсит при приложении нагрузки [1]. Это сопровождается повышением прочности (до 2000 МПа) и пластичности (до 60%), облегчением формовости, эффективным поглощением энергии удара. В тоже время, многие аспекты деформационного поведения *trip*-сталей не до конца изучены. Так стадийность и тип деформационных кривых меняются в зависимости от предварительной обработки. Таким образом, исследование структуры и деформационного поведения данного материала на макроскопическом уровне является актуальным.

Исследования проводились на образцах хромоникельмолибденовой *trip*-стали марки 23X15H5AM3 (ВНС9-Ш) производства ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов». Пластины стали в состоянии поставки толщиной 1 мм подвергались аустенизации при температуре 1400 К в течение 1 часа с последующим охлаждением в воде. После чего проводилась многопроходная теплая прокатка при температуре 620 К. Исследовались три состояния материала: после аустенизации (1), после аустенизации и теплой прокатки с обжатием 40 % (2), после аустенизации и теплой прокатки с обжатием 51 % (3). Для каждого состояния электроискровым методом были подготовлены по пять образцов типа «двойная лопатка» с шириной и длиной рабочей части 6 мм и 40 мм соответственно.

Одноосное растяжение при комнатной температуре производили на универсальной машине Walter + Bai ag, LFM 125 при скорости перемещения подвижного захвата 0,4 мм/мин. Регистрация полей локальных перемещений осуществлялась методом DIC (digital image correlation) одновременно с растяжением. Структурные параметры определяли металлографически на оптическом микроскопе Neophot-21, тонкую структуру исследовали на атомно-силовом микроскопе Solver P47H-Pro. Количество мартенсита деформации определяли по результатам измерения намагниченности материала на многофункциональном вихретоковом приборе МВП-2М и рентгеноструктурным методом в $\text{CoK}\alpha$ - излучении.

Металлографические исследования показали, что структура образцов в состоянии (1) является аустенитной. Средний размер зерна ~ 37 мкм, некоторые зерна содержат двойники. После обжатия на 40% в образцах появляется мартенситная фаза в объеме ~ 28%, наблюдается хорошо развитый поверхностный рельеф, возрастает количество двойников. Образовавшийся мартенсит имеет грубое строение, представляет дендритный стержень с ответвлениями шириной не более 0,2 мкм. Размер аустенитного зерна возрастает до ~ 117 мкм. С увеличением степени обжатия до 51% происходит образование пакетного мартенсита со сложной субструктурой, состоящего из тонких, коротких пластин. Объемное содержание мартенсита уменьшилось до 21%. Средний размер аустенитного зерна составил ~ 141 мкм.

Образцы в состоянии (1) имеют диаграмму нагружения с небольшим зубом текучести, за которым следует участок с небольшим плавно увеличивающимся упрочнением (рис. 1, кр. 1). Данный участок может рассматриваться как несовершенная площадка текучести. К моменту времени 300 с он сменяется параболической стадией с наложенной на нее прерывистой текучестью. Локализация деформации начинается на площадке текучести путем зарождения и расширения нескольких полос Чернова – Людерса (ПЧЛ), фронты которых заматают пространство рабочей части образца и аннигилируют.

Секция 2. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Места аннигиляции фронтов разбивают рабочее поле образца на обособленные части. Прерывистой текучести соответствует движение фронтов локализованной деформации, которые зарождаются в местах аннигиляции фронтов ПЧЛ и движутся между ними. Это процесс многократно повторяется вплоть до разрушения. Поведение их полностью совпадает с поведением полос Портевена – Ле Шателье (ПЛШ) в дуралюмине.

В состоянии 2 образцы имеют диаграммы нагружения (рис.1, кр.2) и проявляют характер локализации подобные вышеописанному. Отличие лишь в том, что предел текучести здесь в два раза выше, значительно увеличилось временное сопротивление разрушению, но уменьшилось относительное удлинение до разрыва. Прерывистая текучесть и движение полос ПЛШ происходит на всем протяжении кривой нагружения вплоть до разрушения.

Рис. 1 Кривые нагружения

В состоянии 3 образцы демонстрируют деформационные кривые с хорошо оформленным зубом текучести и наклонной площадкой текучести (рис. 1, кр. 3). Сбросы напряжения на стадии параболического упрочнения не наблюдаются. Упругопластическому переходу соответствует появление нескольких фронтов локализованной деформации, подобно тому, как это происходит при множественном зарождении ПЧЛ при деформировании образцов малоуглеродистой стали. Рабочая область образца опять разбивается на обособленные части, причем каждая из этих областей замечается деформационным фронтом однократно. После окончания площадки текучести наблюдается распространение фронтов локализации деформации, связанных с образованием полос ПЛШ, несмотря на то, что на деформационной кривой прерывистая текучесть незаметна. Когда общая деформация достигает $\approx 0,08$, распространение полос ПЛШ прекращается.

Проверка фазового состава образцов после деформации показала, что он полностью находится в мартенситном состоянии. Следовательно, наблюдаемые фронты локализованной деформации являются фронтами деформационного фазового превращения аустенит $\rightarrow$ мартенсит. Это позволяет утверждать, что превращение в *trip*-стали может описываться в терминах распространения полос Чернова – Людерса и полос Портевена – Ле Шателье, поэтому к ним применима теория автоволновой локализованной пластичности [2]. На упругопластическом переходе в виде площадки текучести фазовый переход аустенит $\rightarrow$ мартенсит реализуется в виде нескольких автоволн переключения локализованной пластичности, которые зарождаются, заматают пространство объекта и аннигилируют. Зоны аннигиляции становятся источниками автоволн возбуждения локализованной пластичности, процессы зарождения и распространения которых многократно повторяются до тех пор, пока деформационное фазовое превращение аустенит $\rightarrow$ мартенсит не завершится полностью.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013-2020 гг., направление III.23.1.2 и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751-а.

1. M. Callahan, O. Hubert, F. Hild, A. Perlade, and J.-H. Schmitt, Mater. Sci. Eng. 704, 391–400 (2017).
2. L. B. Zuev, J. Appl. Mech. Tech. Phys. 58(2), 328–334 (2017).