

Структурные особенности и прочностные свойства TRIP/TWIP сталей

Д. В. Просвирнин, М. С. Ларионов, С. В. Пивоварчик, А. Г. Колмаков

Проведен обзор литературных данных по особенностям структуры TRIP/TWIP сталей, их взаимосвязи с механическими свойствами и связи параметров прочности при статическом и циклическом нагружении. Показано, что уровень механических свойств таких сталей определяется химическим составом и технологией обработки (термическая и термомеханическая обработка, горячая и холодная обработка давлением), направленной на достижение необходимого фазового состава. На атомарном уровне важнейшим фактором является энергия дефекта упаковки, уровень которой будет определяющим в вопросе формирования двойников аустенита и/или образования мартенсита деформации. Путем подбора химического состава можно задавать уровень энергии дефекта упаковки, соответствующий необходимым механическим характеристикам. В случае циклического нагружения важное значение на усталостные характеристики имеет скорость деформирования и максимальная нагрузка. Так при высоких скоростях нагружения и нагрузке, приближающейся к пределу текучести при растяжении, интенсивность процессов двойникования и формирования мартенсита возрастает. Показано, что одним из актуальных путей дальнейшего повышения конструкционных и функциональных свойств TRIP и TWIP сталей является создание на их основе композиционных материалов. В настоящее время в качестве наиболее перспективного направления создания таких композитов можно считать модифицирование поверхности и нанесение покрытий, особенно ионно-вакуумными методами.

Ключевые слова: TRIP стали, TWIP стали, механические свойства, энергия дефекта упаковки, композиционные материалы, покрытия.

DOI: 10.30791/1028-978X-2020-9-5-18

Введение

К материалам, применяемым в ответственных и нагруженных деталях автомобилей и авиационной техники, очень часто предъявляется требование по одновременно высоким значениям прочности и пластичности. Во многом этому требованию отвечают стали, которые имеют структуру, содержащую метастабильную аустенитную фазу, обеспечивающую наличие TRIP или TWIP эффектов (TRIP — transformation induced plasticity/пластичность, наведенная фазовым превращением, TWIP — twinning induced plasticity/пластичность, наведенная двойникованием). В отдельных случаях в таких сталях могут проявляться оба эффекта. Механизмы поведения этих эффектов уже изучены достаточно подробно [1 – 6], однако ме-

ханические свойства и их поведение в различных условиях эксплуатации освещены не в полной мере. На сегодняшний день важно знать не только параметры статической прочности, но и долговечности материала. Серьезным и актуальным вопросом является исследование поведения изделий из TRIP/TWIP сталей в условиях циклического нагружения с учетом изменяющегося фазового состава, следовательно, и механических свойств во время эксплуатации. Важно иметь информацию о процессе накопления повреждений на всех этапах усталостного разрушения: от стадии зарождения трещин, их последующего развития вплоть до полного разрушения образца.

Цель данной статьи — аналитический обзор литературных данных по особенностям структуры TRIP/TWIP сталей, их взаимосвязи с механически-

ми свойствами и связь параметров прочности при статическом и циклическом нагружении.

Энергия дефекта упаковки, нано- и микромеханика TRIP/TWIP сталей

Отличительными чертами сталей данного класса являются высокие показатели прочности и пластичности. Такие высокие свойства достигаются за счет совокупности эффектов двойникования (доминирующий эффект TWIP сталей) и/или формирования мартенсита деформации (доминирующий в TRIP сталях) и других эффектов, возникающих при пластической деформации. Проявление того или иного эффекта зависит от совокупности факторов: химического состава, структурного состояния, концентрации аустенита и его стабильности в определенном диапазоне температур, скорости и типа приложения нагрузки. Главным фактором, от которого зависит какой из процессов (двойникование, мартенситное превращение или дислокационное скольжение) будет доминирующим во время деформации стали, является энергия дефекта упаковки (ЭДУ) (SFE — Stacking Fault Energy). ЭДУ характеризует степень разупорядочения последовательности укладки кристаллографических плоскостей кристаллической решетки [7]. Большое количество исследований было посвящено влиянию ЭДУ на деформирование сталей, в частности сталей, обладающих TRIP/TWIP эффектом [8–13]. На основании исследований влияния легирующих элементов на ЭДУ была разработана полуэмпирическая формула для расчёта энергии дефекта упаковки при комнатной температуре [8]:

$$\gamma_{SF}^{300} = \gamma_{SF}^0 + \sum_{i=1}^n a_i M_i, \quad [\text{МДж} \cdot \text{м}^{-1}], \quad (1)$$

где γ_{SF}^0 — ЭДУ чистого γ -Fe; a_i — множитель, определенный полуэмпирическими методами и численным расчётом; M_i — массовое содержание конкретного элемента. Данная формула, особенно важна для определения вклада того или иного легирующего элемента на энергию дефекта упаковки, следовательно, и на процессы, происходящие при деформировании.

Множество публикаций было посвящено проблемам влияния структурных и фазовых преобразований при деформации таких сталей [14–16].

Для понимания, по какой причине стали с TRIP/TWIP эффектом имеют такие высокие механические свойства, нужно рассмотреть физические эффекты, лежащие в основе деформационного упрочнения таких сталей, а именно процессы за-

рождения мартенсита деформации и/или двойников аустенита. В работах [9, 17] объясняется, каким образом в кристаллической решетке образуются двойники и/или мартенсит деформации. В основе обоих эффектов лежит один и тот же механизм. Процесс состоит из нескольких этапов: 1) образование дефекта упаковки в плоскости {111} путем диссипации (разделения) дислокации под воздействием нагружения (скорость нагружения положительна ($\epsilon > 0$)), образуется зародыш дефекта упаковки; 2) зародыш растёт пока не достигает критического размера с шириной r и расстоянием между разделенными дислокациями t , порядка 100 нм; 3) в плоскостях смежных {111} происходит наложение плоскостей с дефектом упаковки, с критической длиной L (выражает количество дефектно упакованных слоев); 4) продолжается дальнейшее накопление плоскостей; соответственно число плоскостей, выраженное через L увеличивается; 5) формируется структура, в которой сформированные зародыши (плоскости) с одинаковой шириной r прилегают друг к другу, где $W = N \cdot r$, N — число зародышей в микрополосе; 6) формируются микрополосы и двойники или мартенсит деформации с параметрами толщины W и длины L .

В работе [18] детально изучено влияния плотности дефектов упаковки, взаимодействия дефектов кристаллического строения друг с другом на механические свойства TRIP стали. Высокие механические характеристики TRIP сталей во время деформации обусловлены интенсивным поглощением энергии, которое связывают не только с формированием мартенсита деформации и двойников, но также с образованием так называемых замков Ломера – Котрелла, дефектов упаковки, образующих тетраэдр и кластеров дислокаций. Утверждается, что большая часть энергии поглощается именно дефектами и их взаимодействием. Также показано, что существует флуктуация плотности дефектов упаковки. Так при образовании мартенсита деформации дефекты упаковки образовались в плоскостях {111} с периодичностью одна плоскость через одну, а в случае с возникновением двойников — в каждой плоскости, что объясняется и тем, что в TWIP процессах энергия дефектов упаковки выше.

Классическая зависимость свойств материала от его состава продемонстрирована в работе [19]. Контролируя энергию дефектов упаковки можно повлиять на механические характеристики TRIP/TWIP сталей. Основываясь на методе расчёта энергии дефекта упаковки, исходя из того, что одни элементы повышают ЭДУ, другие его снижа-

ют, можно достичь того состава, при котором будет работать совокупность эффектов двойникования и образования мартенсита деформации. В [19] было предпринято рациональное легирование, для того чтобы одновременно управлять ЭДУ и при этом добиться твердорастворного упрочнения. Так было определено оптимальное содержание Si (2 масс. %) и Al (2 масс. %) при фиксированном содержании Mn (30 масс. %), остальное — Fe. Si понижает ЭДУ, а Al действует наоборот, повышая энергию. Такое сочетание оптимального ЭДУ, создающего достаточную плотность дислокаций для препятствования пластической деформации, а также твердорастворное упрочнение атомами легирующих элементов позволило достичь оптимального уровня усталостных свойств при испытаниях на малоцикловую усталость.

В работе [20] изучено влияние остаточного аустенита на трещиностойкость низколегированной TRIP-стали. Было определено, что скорость распространения трещины в образце с низким содержанием остаточного аустенита выше, чем у образца с большим содержанием остаточного аустенита. Данный результат объясняется тем, что во время пластической деформации (в зоне пластической деформации) на пути распространения трещины из остаточного аустенита образуется мартенсит деформации, который может поменять направление распространения трещины и при этом понизить энергию её распространения. Так же, в работе [21] было показано влияние остаточного аустенита при испытании TRIP и двухфазной стали DP 590 с изменением амплитуды деформации в диапазоне 0,002 – 0,007 в условиях малоциклового деформирования. Было продемонстрировано, что TRIP сталь, обладающая большим модулем упругости и большим пределом пропорциональности, в меньшей степени подвержена циклическому разупрочнению, так как накопленным дислокациям в данном случае труднее перестроиться в более энергетически выгодное положение, тогда как в двухфазной стали происходило большее разупрочнение вследствие перераспределения дислокаций и образования субзерен. С помощью ПЭМ было

показано, что лишь 2 % остаточного аустенита в TRIP стали трансформировалось в мартенсит деформации, однако, вокруг трещины концентрация мартенсита деформации была крайне высокой.

В работе [22] рассмотрено влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения R ($R > 0$) при циклических испытаниях TRIP стали. Образцы вырезали из заготовки вдоль прокатки перпендикулярно направлению прокатки. Так исследование трещиностойкости при циклическом нагружении показало, что энергия распространения усталостной трещины не зависит от того идет рост трещины вдоль или перпендикулярно направлению прокатки. Для коэффициента $R = 0,5$ скорость распространения трещины была выше, чем для коэффициента $R = 0,1$, это связано с механизмом закрытия трещины [23]. Было показано, что при коэффициенте $R = 0,5$ происходило довольно большое относительное удлинение. Также было обнаружено, что при росте трещины, когда коэффициент интенсивности напряжений достигал отметки $K \sim 35 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, при содействии накопленного напряжения начиналось интенсивное двойникование, и процесс разрушения шел по вязкому механизму, с соответствующим изменением структурного состояния поверхности. Данный эффект присущ именно TRIP сплавам.

Связь параметров прочности при статическом и циклическом нагружении на примере TRIP стали ВНС-9Ш

Как можно заметить, вопрос связанный с усталостными характеристиками TRIP сталей рассмотрен в основном с позиции термодинамики, а также микро- и наномеханики деформации таких сплавов и во вторую очередь при помощи методов фрактурграфического анализа. Так как TRIP стали применяют в самых ответственных узлах и конструкциях, то данной информации недостаточно для того, чтобы делать выводы о долговечности изделий из этого материала. В работах [24 – 29] рассмотрены аспекты деформации аустенитно-мартенситной TRIP стали ВНС-9Ш (табл. 1). В целях система-

Таблица 1

Химический состав стали ВНС-9Ш (масс. %) согласно ТУ14-1-4126-86

Table 1

Chemical composition of VNS-9Sh (wt.%) steel according to TU14-1-4126-86

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	S	P	Fe
0,25	14,5 – 16	4,8 – 5,8	2,7 – 3,2	≤ 1,0	≤ 0,6	0,03 – 0,07	≤ 0,01	≤ 0,015	основа



Рис. 1. Кривая статического растяжения стали ВНС-9Ш [25].

Fig. 1. VNS-9Sh steel static tension curve [25].

тизации данных, исследования проводили при использовании образцов различной формы. В работе [25] плоские образцы, вырезанные из тонколистовой стали толщиной порядка 0,3 мм, испытывали при статическом и циклическом нагружении. Были установлены физическо-механические аспекты деформирования образцов; так при статическом деформировании сталь обладает достаточно высокой пластичностью, на графике четко видно развитую стадию микротекучести и длинную площадку текучести (рис. 1). Такое интенсивное удлинение образца связывают с совокупностью проявления эффектов сдвигообразования, двойникования и

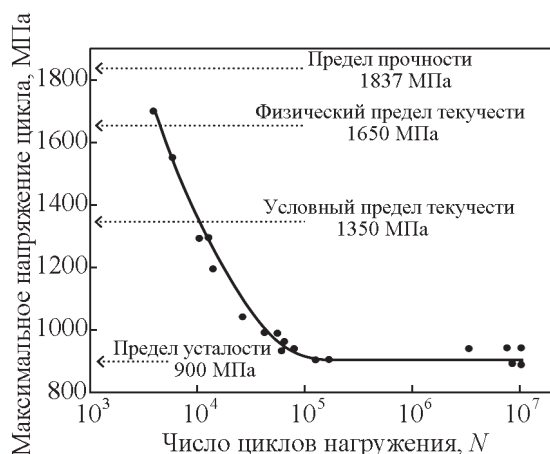


Рис. 2. Кривая усталости ВНС-9Ш [25].

Fig. 2. Fatigue curve of VNS-9Sh steel [25].

деформационного мартенситного превращения, а также эффекта Портевена – Ле Шателье. Был определен предел усталости $\sigma_R = 900$ МПа в условиях циклического нагружения и показано, что при циклическом нагружении образцов ниже предела текучести процессы сдвига, двойникования и мартенситного превращения протекают с малой интенсивностью, резко ускоряясь по мере приближения к пределу усталости (рис. 2).

В работе [19] проведены испытания проволок из стали ВНС-9Ш. Для определения предела прочности использовали испытание статическим растяжением. Так проволоки диаметром 0,36 мм имели $\sigma_b = 2800 - 3050$ МПа, при относительном удлинении 0,4 – 0,6 %; в свою очередь проволоки диаметром 0,95 мм обладали $\sigma_b = 1800 - 2000$ МПа и относительным удлинением 4 – 6 %. Такие результаты связаны с тем, что в проволоке с меньшим диаметром, вследствие большей степени обжатия при волочении, концентрация мартенсита в объеме выше и составила 35 %, при практически 100 % содержании на поверхности. Так для проволоки диаметром 0,36 мм при испытаниях в условиях циклического нагружения результаты не выходят за предел малоциклового усталости $\sigma_R \sim 210$ МПа при $3 \cdot 10^5$ циклов. В случае с проволоками, имеющими диаметр 0,95 мм, удалось определить предел усталости $\sigma_R = 400$ МПа, что в более чем в 2 раза ниже, чем для плоского образца [25].

Для определения оптимального соотношения фазового состава в материале проведено исследование механических свойств с разным соотношением аустенита к мартенситу деформации (γ/α') [26]. Определено, что оптимальное соотношение γ/α' примерно равно 50/50 и достаточно высокие результаты находятся в диапазоне содержания мартенсита 45 – 70 %. На предел усталости в большей степени влияет условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ (наивысший в диапазоне 45 – 70 % мартенсита) и предел прочности σ_b (наивысшее значение которого достигается при 66 % мартенсита деформации).

Самым распространенным местом зарождения усталостной трещины является поверхность металла, так как при нагрузках поверхность испытывает большее напряжение, чем во внутреннем объеме [27]. Соответственно, важным вопросом остаётся фазовый состав поверхностных слоев и его влияние на механические свойства изделий из TRIP стали. В работах [28, 29], где было выявлено что оптимальное содержание мартенсита деформации на поверхности находится в диапазоне 45 – 60 %, определен диапазон предела усталости σ_R от 750 до 900 МПа.

Создание композитов на основе TRIP/TWIP сталей

Как было показано в ряде работ [8, 9, 13, 15, 18 – 21], оптимальное содержание мартенсита деформации на поверхности позволяет снизить скорость роста трещины. Однако при дальнейшем циклическом нагружении образовавшийся мартенсит деформации может послужить концентратором напряжений, и соответственно привести к быстрому разрушению образца.

Одним из подходов, для решения проблемы повышения усталостных характеристик является создание композиционных материалов как объемных, так и за счет нанесения покрытий, которые позволяют снизить нагрузку в поверхностных областях концентрации напряжений. В то же время сведений о таких композитах не так много.

Композиты металл – металл

В работе [30] для увеличения прочности TWIP стали, был создан двухслойный композит TWIP – мартенситная сталь, где обе стали обладали схожим содержанием углерода в составе. Таким образом удалось повысить прочность TWIP стали с сохранением пластичности. С целью получения компромиссных свойств: относительное удлинение больше чем у TRIP сталей и предел прочности выше чем у TWIP сталей, в работе [31] был создан композит методом горячей прокатки пакета, состоящего из слоев TRIP и TWIP стали.

Композиты металл – керамика

Ряд работ был посвящен исследованию композитов, в которых TRIP/TWIP матрицу упрочняли оксидами Zr и Al для достижения более высокого предела прочности [32 – 34]. Так композит на основе высоколегированной TRIP-стали упрочненной частицами ZrO_2 за счет взаимодействия на границах двух компонентов позволяет повысить: комплекс прочностных и пластических свойств по сравнению с исходными материалами [35, 36], поглощаемую энергию удара [37] и усталостную прочность [38]. Однако отмечено, что вследствие высокой твердости керамические частицы могут служить концентраторами напряжений. Так в работе [39] были изучены при сжатии и растяжении образцы из TRIP аустенитной матрицы, содержащей от 0 до 30 масс. % ZrO_2 , частично стабилизированный оксидом магния или иттрия. Образцы были изготовлены горячим прессованием. Средние

размеры частиц аустенитной фазы составляли ~ 20 мкм, ZrO_2 — ~ 35 мкм. Величина предела прочности при сжатии и растяжении по разному зависела от увеличения содержания ZrO_2 : при сжатии наблюдалось ее увеличение с ~ 420 МПа для чистой матрицы до ~ 650 – 700 МПа для содержания 20 – 30 масс. % ZrO_2 , а при более жестких условиях нагружения – растяжении, напротив, происходило очень сильное падение предела прочности с ~ 700 до ~ 100 МПа. В работе [39] такое поведение связывали с образованием микротрещин по межфазным границам в процессе деформации, что подтверждалось данными фрактографических исследований. В работе [40] предложен композит, полученный плазменным напылением шариков из диоксида циркония частично стабилизированного оксидом магния, имеющих покрытие из TRIP стали. Покрытие на шариках получали двумя способами — распылением и погружением. Композит имеет прочность на сжатие ~ 550 МПа, хорошее качество поверхности и однородную микроструктуру. При деформации такой композит имел более высокое удельное поглощение энергии по сравнению с материалом, полученным из стальных шариков и из шариков ZrO_2 без покрытия (90 об. %) и шариков стали (10 об. %).

Композиты на основе покрытий

Работ, посвященных созданию композитов на основе TRIP/TWIP сталей с покрытиями, также не очень много. Большинство работ посвящено нанесению цинковых покрытий, распространенных в автомобильной промышленности методом горячего цинкования. В работах [41, 42], рассмотрены цинковые антикоррозионные покрытия на TRIP сталях, однако их влияние на структуру и механические свойства не рассматриваются. В работе [43] исследованы стали нового семейства автомобильных листовых TRIP сталей GEN, содержащих Si и/или Al. Стальные листы для защиты от коррозии имели цинковое покрытие толщиной 10 – 12 мкм. Однако, такое покрытие во время контактной точечной сварки листов приводило к эффекту жидкого металлического охрупчивания из-за проникновения расплавленного цинка по границам аустенитных зерен. Охрупчивание жидким цинком наблюдалось и для TWIP стали с высоким содержанием марганца в диапазоне температур 600 – 100 °C [44].

Для борьбы с этим явлением на листы высокопрочных TRIP сталей третьего поколения 1100 и 1200 под цинковое покрытие был нанесен подслои

из алюминия [45]. При контактной точечной сварке такой композит на базе стали 1100 не терял прочность, а на базе стали 1200 терял ее только на 10 %, за счет образования алюминидов железа, которые препятствуют контакту жидкого цинка со стальной подложкой. В [46] изучено влияние покрытия, нанесенного горячим цинкованием, на механические свойства проволоки TRIP стали. Было обнаружено, что с ростом толщины покрытия предел прочности снижается с 715 до 704 МПа, остаточное удлинение уменьшается с 21 до 19 %, а предел текучести, напротив, заметно возрастает с 226 до 370 МПа. Кроме этого для проволок с покрытием на диаграмме растяжения проявляется эффект физического предела текучести, отсутствующий у проволок без покрытия. Это объясняли напряжениями, возникающими из-за быстрого нагрева проволоки до 450 °С при помещении ее в цинковую ванну, и упрочнением в результате превращения остаточного аустенита. Однако снижение прочности и пластичности при заметном росте предела текучести скорее свидетельствует о влиянии покрытия на процессы эволюции дефектной структуры в процессе растяжения за счет формирования более прочного, но хрупкого приповерхностного слоя из-за указанного выше жидкого металлического охрупчивания [27, 47].

В [48] обнаружено, что покрытие из сплава на никелевой основе IN625mod, нанесенное газопламенным напылением, оказывает определенное влияние на усталостную долговечность ферритной стали 16Mo3 при одноосной и двухосной усталостной нагрузке при 200 и 500 °С. Для содержащей ванадий TRIP стали 34MnB5V (предел прочности ~ 2000 МПа, остаточное удлинение ~ 10 – 16 %), применяемой для элементов конструкции кузова автомобиля, было предложено покрытие Al – Si, которое улучшает коррозионную стойкость стали при эксплуатации и предотвращает окисление при обработке стали горячей штамповкой [49]. Обнаружено, что при большой толщине покрытия снижает механические свойства стали при испытании на изгиб. Снижение толщины покрытия позволило устранить этот эффект за счет уменьшения толщины хрупкой фазы FeAl и ослабления выделения углерода на границе раздела α -Fe и мартенситной матрицы при горячей штамповке.

Для улучшения твердости при вдавливании и коррозионных свойств TWIP стали (25 масс. % Mn и 3 масс. % Al) использовали многослойное покрытие Ni – P, нанесенное безэлектродным способом с последующей обработкой при 350 и 700 °С [50]. Нанесение покрытия позволило увеличить

значения твердости поверхности при испытаниях по Берковичу и Бринеллю, а также значительное улучшить коррозионную стойкость в растворе серной кислоты. В [51] исследовано влияние режимов азотирования на холоднокатаную аустенитную TWIP сталь 25 Mn – 3 Cr – 3 Al – 0,3 C – 0,01 N с высоким содержанием марганца. При температуре азотирования ниже 500 °С в модифицированном слое в основном присутствует S-фаза, а концентрация азота линейно уменьшается от поверхности к центру. При температурах около 600 °С толщина модифицированного слоя больше, в нем образуется Fe₄N с S-фазой, наблюдается ступенчатое распределение содержания азота и преимущественная ориентировка зерен (111). За счет этого, толстые модифицированные слои обеспечивают заметное повышение твердости и коррозионной стойкости.

В [52] показано, что для защиты элементов турбин силовых установок тепловых электростанций, выполненных из TRIP сталей, эффективно использовать нанесение керамических теплозащитных покрытий, а в [53] рекомендовано использовать нанесение покрытий и создание поверхностных диффузионных слоев для защиты TRIP и TWIP сталей от водородного охрупчивания при их работе в водородосодержащих средах. В аналитическом обзоре [54] отмечено, что TRIP и TWIP стали все чаще становятся материалом выбора для многих производителей автомобилей. Кроме хороших механических характеристик такие стали должны обладать и повышенными технологическими параметрами: технологической пластичностью, способностью формировать кромки при обработке давлением, пластичностью и свариваемостью. Для достижения сочетания свойств большинство этих сталей содержат значительное количество различных легирующих элементов. Однако перспективнее использовать в этих целях нанесение покрытий.

Достаточно близко по уровню механических свойств и химическому составу к TRIP и TWIP сталям стоят мартенситно-стареющие стали.

В [55, 56] изучено влияние ионно-вакуумного магнетронного покрытия толщиной 1 – 7 мкм из алюминия и из нержавеющей аустенитной стали толщиной 2 – 7 мкм на особенности деформации и разрушения мартенситно-стареющей стали 00H16K4M4T2Ю при растяжении. Оба типа покрытия предназначены для повышения коррозионной стойкости и запаса пластичности стали. Алюминиевое покрытие позволяет повысить относительное сужение на 78 % при незначительном снижении прочностных характеристик на 10–15 %. Покрытие из стали 12X18H10T позволяет повы-

сительное сужение на 85 % при снижении прочностных характеристик на ≈ 10 %. Покрытие оказывает влияние на процессы самоорганизации структуры в приповерхностных слоях стали, увеличивает степень неравновесности термодинамических условий протекания процесса разрушения и вызывает формирование менее упорядоченной структуры поверхности разрушения. Для обоих покрытий механические свойства заметно изменяются только до достижения относительной толщины покрытия $h/d \approx 0,005$. Это значение соответствует смене типа структуры поверхности разрушения и его можно принять как оценочное значение относительной эффективной толщины приповерхностного слоя, в котором процессы структурной самоорганизации протекают наиболее интенсивно. Показано также, что толщина покрытия должна быть больше, чем размер микродефектов поверхности, иначе возможно снижение механических свойств, связанное с несплошностями нанесенного покрытия.

В [57, 58] предложен композит “мартенситно-старееющая сталь Н9К17М14 диаметром 150 мкм – поверхностный слой из эвтектического магнитомягкого сплава $\text{Co}_69\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ толщиной 3 – 5 мкм”. Такой композит может обеспечить сочетание высокой коррозионной стойкости и получение уникальных магнитных характеристик за счет сочетания магнитомягкого покрытия и магнитотвердой основы. Формирование поверхностного слоя с наноаморфной структурой проводили пропуская проволоку-основу через расплав Со-сплава с непосредственной закалкой в струе воды и проведением последующего прецизионного отжига при температурах 300 – 500 °С. Механические свойства и разрушение образцов исследовали при растяжении. Для дополнения фрактографических исследований и оценки различий в характере протекания процессов разрушения проводили мультифрактальный анализ структуры поверхности разрушения участков, соответствующих внутренним слоям материала, и участков примыкающих к поверхности. Установлено, что оптимальной является температура отжига около 430 °С. При этом достигается сочетание высоких показателей прочности ($\sigma_{0,2} \sim 1850$ МПа, $\sigma_B \sim 1900$ МПа) с хорошей пластичностью ($\psi \sim 70$ %). Полученный композит с наноаморфным поверхностным слоем, по сравнению со сталью и сплавом $\text{Co}_69\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$, обладает лучшим комплексом эксплуатационных свойств за счет хорошей пластичности и стойкости к температурным воздействиям. При этом композит имеет практически одинаковые с ма-

тричной мартенситно-старееющей сталью высокие прочностные показатели, но обладает существенно лучшей пластичностью. На этапе появления и развития зародышевых микротрещин у поверхности образцов появление менее прочного и более пластичного приповерхностного слоя у композита вызывает по сравнению со сталью повышение равномерности процессов инициации разрушения и их сдвиг в область больших деформаций (небольшое снижение σ и заметное улучшение пластичности). Обнаружен эффект появления пластичности у сплава $\text{Co}_69\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ при его деформировании в составе композита, когда он испытывает значительную пластическую деформацию (в виде проволоки или ленты он разрушается с нулевыми значениями относительного сужения). Проведение отжига усиливает обнаруженный эффект.

Выводы

Стали с TRIP и TWIP эффектами обладают высоким комплексом показателей прочности и пластичности, уровень которых определяется химическим составом и технологией обработки (термическая и термомеханическая обработка, горячая и холодная обработка давлением), направленной на достижение благоприятного фазового состава.

На атомарном уровне важнейшим фактором, влияющим на механические свойства, является в первую очередь энергия дефекта упаковки, уровень которой будет определяющим в вопросе формирования двойников аустенита и/или образования мартенсита деформации. Путем подбора химического состава можно задавать уровень энергии дефекта упаковки, соответствующий необходимым механическим характеристикам.

В случае циклических нагрузок важную роль играет скорость деформирования и максимальная нагрузка при испытаниях. Так при высоких скоростях нагружения и нагрузке, приближающейся к пределу текучести при растяжении, интенсивность процессов двойниковая и формирования мартенсита возрастает. Исходя из этого, для деталей, работающих в условиях усталости, следует выбирать химический состав стали, позволяющий обеспечить высокие значения пределов прочности и пределов текучести.

Одним из актуальных путей дальнейшего повышения конструкционных и функциональных свойств TRIP и TWIP сталей является создание на их основе композиционных материалов. В настоящее время в качестве наиболее перспективного направления создания таких композитов можно

считать модифицирование поверхности и нанесение покрытий, особенно ионно-вакуумными методами.

Авторы выражают благодарность и глубокую признательность д.т.н., профессору, Владимиру Фёдоровичу Терентьеву за ценные замечания, важные рекомендации и постоянное внимание к результатам работы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 20-08-00556 А.

Литература

1. Dobrzański L.A., Mazurkiewicz J., Borek W., Czaja M. Newly-developed high-manganese Fe-Mn-(Al,Si) austenitic twip and trip steels. Rolling of Advanced High Strength Steels: Theory, Simulation and Practice. US: CRC Press, 2017, с. 224 – 288.
2. Fonstein N. Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties. Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties. BRD: Springer International Publishing, 2015, 396 с.
3. Laughlin D., Hono K. Physical Metallurgy, 5th Edition. Amsterdam: Elsevier, 2014, 2960 с.
4. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015, 485 с.
5. Терентьев В.Ф., Рыбальченко О.В., Баикин А.С., Каплан М.А., Сиротинкин В.П., Кобелева Л.И. Влияние скорости деформирования на механические свойства тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали с небольшим содержанием мартенсита. Деформация и разрушение материалов, 2020, № 4, с. 37 – 42.
6. Терентьев В.Ф., Терехов А.А., Просвирнин Д.В., Коновалов А.В., Гольдберг М.А. Механические свойства перспективной ТРИП-стали, используемой в автомобильной промышленности. Перспективные материалы, 2014, № 11, с. 41 – 47.
7. Hammond C., Hammond C. The basics of crystallography and diffraction. Oxford University Press, 2001, 542 с.
8. Dai Q.X., Wang A.D., Cheng X.N. Stacking fault energy of cryogenic austenitic steel. J. Iron Steel Res., 2002, v. 14, no. 4, p. 34 – 37.
9. Galindo-Nava E.I., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects. Acta Materialia, 2017, v. 128, p. 120 – 134.
10. Grässel O., Krüger L., Frommeyer G., Meyer L.W. High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. International Journal of plasticity, 2000, v. 16, no. 10, p. 1391 – 1409.
11. Lu J., Hultman L., Holmström E., Antonsson K.H., Grehk M., Li W. Stacking fault energies in austenitic stainless steels. Acta Materialia, 2016, v. 111, no. 6, p. 39 – 46.
12. Nie X. Wang R., Ye Y., Zhou Y., Wang D. Calculations of stacking fault energy for fcc metals and their alloys based on an improved embedded-atom method. Solid state communications, 1995, v. 96, no. 10, p. 729 – 734.
13. Park K.T., Jin K.G., Han S.H., Hwang S.W., Choi K., Lee C.S. Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition, Materials Science and Engineering: A, 2010, v. 527, no. 16 – 17, p. 3651 – 3661.
14. Cooman B.C. De, Kwon O., Chin K.G. State-of-the-knowledge on TWIP steel. Materials Science and Technology, 2012, v. 28, no. 5, p. 513 – 527.
15. Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L., Rafaja D. Deformation mechanisms in austenitic TRIP/TWIP steel as a function of temperature. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, v. 47, no. 1, p. 49 – 58.
16. Laureys A., Depover T., Petrov R., Verbeken K. Microstructural characterization of hydrogen induced cracking in TRIP-assisted steel by EBSD. Materials Characterization, 2016, v. 112, no. 1, p. 169 – 179.
17. Fujita H., Ueda S. Stacking faults and fcc (γ) \rightarrow hcp (ϵ) transformation in 188-type stainless steel. Acta Metallurgica, 1972, v. 20, no. 5, p. 759 – 767.
18. Borisova D., Klemm V., Martin S., Wolf S., Rafaja D. Microstructure defects contributing to the energy absorption in CrMnNi TRIP steels. Advanced Engineering Materials, 2013, v. 15, no. 7, p. 571 – 582.
19. Nikulin I., Sawaguchi T., Tsuzaki K. Effect of alloying composition on low-cycle fatigue properties and microstructure of Fe-30Mn-(6-x) Si-xAl TRIP/TWIP alloys. Materials Science and Engineering: A, 2013, v. 587, p. 192 – 200.
20. Cheng X., Petrov R., Zhao L., Janssen, M. Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios. Engineering Fracture Mechanics, 2008, v. 75, no. 3 – 4, p. 739 – 749.
21. Hilditch T.B. Timokhina I.B., Robertson L.T., Pereloma, E.V., Hodgson P.D. Cyclic deformation of advanced high-strength steels: Mechanical behavior and microstructural analysis. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, v. 40, no. 2, p. 324 – 353.
22. Niendorf T., Rubitschek F., Maier H. J., Niendorf J., Richard H. A., Frehn A. Fatigue crack growth — Microstructure relationships in a high-manganese austenitic TWIP steel. Materials Science and Engineering: A, 2010, v. 527, no. 9, p. 2412 – 2417.
23. Chermahini R. G., Shivakumar K. N., Newman J. C. Three-dimensional finite-element simulation of fatigue crack growth and closure. Mechanics of Fatigue Crack Closure. ASTM International, 1988.
24. Елисеев Э.А., Терентьев В.Ф., Ерасов В.С., Просвирнин Д.В., Копиёв Г.В., Севальнёв Г.С., Слизов А.К. Статическая и усталостная прочность проволоки из трип-стали ВНС9-III. Деформация и разрушение материалов, 2016, № 8, с. 29 – 35.
25. Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К., Кобелева Л.И., Марченков А.Ю., Ашмарин А.А., Сиротинкин В.П. Особенности поведения тонко-

- листовой аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш в условиях статического и циклического деформирования. Деформация и разрушение материалов, 2017, № 8, с. 39 – 47.
26. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Оценка оптимального количества мартенсита деформации для тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали ответственного назначения. Деформация и разрушение материалов, 2017, № 3, с. 33 – 37.
 27. Vilyis J., Čiuplys V., Terentjev V., Kolmakov A., Kavedaras V. Particularities of Plastic Deformation of Metals Near Surface Layers., Kaunas: Technologija, 2003, 208 p.
 28. Елисеев Э.А., Терентьев В.Ф., Ерасов В.С., Просвирнин Д.В., Копиёв Г.В., Севальнёв Г.С., Слизов А.К. Влияние удаления поверхностного слоя на фазовый состав тонколистовой ТРИП-стали после статического растяжения с разной скоростью деформирования. Металлы, 2016, № 1, с. 40 – 45.
 29. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В., Ашмарин А.А., Сиротинкин В.П., Рыбальченко О.В., Баикин А.С. Влияние удаления поверхностного слоя на механические свойства и вид кривых статического растяжения тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали. Деформация и разрушение материалов, 2017, № 12, с. 16 – 20.
 30. Bouaziz O., Masse J.P., Petitgand G., Huang M.X. A novel strong and ductile TWIP/Martensite steel composite. Advanced Engineering Materials. 2016, v. 18, no. 1, p. 56 – 59.
 31. Qiu Y., Kaden N., Schmidtchen M., Prahl U., Biermann H., Weidner A. Laminated TRIP/TWIP steel composites produced by roll bonding. Metals (Basel), 2019, v. 9, no. 2, p. 1 – 18.
 32. Maki J., Mahieu J., De Cooman B.C., Claessens S. Galvanisability of silicon free CMnAl TRIP steels. Materials science and technology, 2003, v.19, no. 1, p. 125 – 131.
 33. Glage A., Weigelt C., Räthel J., Biermann H. Influence of matrix strength and volume fraction of Mg-PSZ on the cyclic deformation behavior of hot pressed TRIP/TWIP-matrix composite materials. Advanced Engineering Materials, 2013, v. 15, no. 7, p. 550 – 557.
 34. Poklad A., Klemm V., Schreiber G., Rafaja D., Abendroth B., Haverkamp M. Orientation relationship between the TRIP steel substrate and the ZrO₂ thin Film. Steel research international, 2011, v. 82, no. 9, p. 985 – 989.
 35. Martin S., Richter S., Decker S., Martin U., Krüger L., Rafaja D. Reinforcing mechanism of Mg PSZ particles in highly alloyed TRIP steel. Steel research international, 2011, v. 82, no. 9, p. 1133 – 1140.
 36. Eckner R., Krampf M., Segel C., Krüger L. Strength and fracture behavior of a particle-reinforced transformation-toughened trip Steel/ZrO₂ composite. Mechanics of Composite Materials, 2016, v. 51, no. 6, p. 707 – 720.
 37. Ehinger D., Krüger L., Martin U., Weigelt C., Aneziris C.G. Buckling and crush resistance of high-density TRIP-steel and TRIP-matrix composite honeycombs to out-of-plane compressive load. International Journal of Solids and Structures, 2015, v. 66, p. 207 – 217.
 38. Glage A., Martin S., Decker S., Weigelt C., Junghanns M., Aneziris C. G., Biermann H. Cyclic deformation of powder metallurgy stainless steel/Mg PSZ Composite Materials. Steel research international, 2012, v. 83, no. 6, p. 554 – 564.
 39. Бокучава Г.Д., Горшкова Ю.Е., Папушкин И.В., Гук С.В., Кавалла Р. Исследование пластически деформированных TRIP-композитов методами нейтронной дифракции и малоуглового рассеяния нейтронов. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2018, № 3, с. 11 – 17.
 40. Oppelt M., Leissner T., Berek H., Baumgart C., Kruger L., Peuker U. Aneziris C.G. Processing and characterization of beads with graded layer compositions based on zirconia and TRIP-Steel. Advanced Engineering Materials, 2019, v. 21, no. 5, p. 1800615.
 41. Джамваль Р.С., Норден М., Эрхардт Б., Шёненберг Р. Эффективные высокопрочные стали: концепция разработки, применение и перспективы при горячем цинковании. Черные металлы, 2014, № 5 (989), с. 67 – 76.
 42. Bellhouse E.M., McDermid J.R. Selective oxidation and reactive wetting of 1.0 pct Si-0.5 pct al and 1.5 pct Si trip-assisted steels. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2010, v. 41, no. 6, p. 1539 – 1553.
 43. Tumuluru M. Effect of silicon and retained austenite on the liquid metal embrittlement cracking behavior of GEN3 and high-strength automotive steels. Welding Journal, 2019, v. 98, no. 12, p. 351S – 364S.
 44. Beal C., Kleber X., Fabregue D., Bouzekri M. Liquid zinc embrittlement of a high-manganese-content TWIP steel. Philosophical Magazine Letters, 2011, v. 91, no. 4, p. 297 – 303.
 45. He L., DiGiovanni C., Han X., Mehling C., Wintjes E., Biro E., Zhou N.Y. Suppression of liquid metal embrittlement in resistance spot welding of TRIP steel. Science And Technology Of Welding And Joining, 2019, v. 24, no. 6, p. 579 – 586.
 46. Wiewiorowska S., Muskalski Z., Michalczyk J. The influence of hot dip galvanizing process on TRIP steel wire structure and properties. Archives of Metallurgy and Materials, 2019, v. 64, no. 1, p. 129 – 132.
 47. Колмаков А.Г. Использование положений системного подхода при изучении структуры, особенностей пластической деформации и разрушения металлов. Металлы, 2004, № 4, с. 98 – 107.
 48. Kulawinski D., Hoffmann M., Lippmann T., Lamprecht G., Weidner A., Henkel S., Biermann H. Isothermal and thermo-mechanical fatigue behavior of 16Mo3 steel coated with high-velocity oxy-fuel sprayed nickel-base alloy under uniaxial as well as biaxial-

- planar loading. *Journal of Materials Research*, 2017, v. 32, no. 23, p. 4411 – 4423.
49. Yi H., Chang Z., Cai H., Du P., Yang D. Strength, ductility and fracture strain of press-hardening steels. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, v. 50b, no. 4, p. 429 – 443.
 50. Hamada A.S., Sahu P., Porter D.A. Indentation property and corrosion resistance of electroless nickel-phosphorus coatings deposited on austenitic high-Mn TWIP steel. *Applied Surface Science*, 2015, v. 356, p. 1 – 8.
 51. Yuan X., Zhao Y., Li X., Chen L. Effects of gas nitriding temperature on the surface properties of a high manganese TWIP steel. *Metals*, 2017, v. 7, no. 3, p. 102 – 110.
 52. Koushali A.G., Sameezadeh M., Vaseghi M., Safarpour P. Analytical and numerical investigations of the crack behavior in thermal barrier coatings under the trip thermal load. *Surface & Coatings Technology*, 2018, v. 337, p. 90 – 96.
 53. Dwivedi S.K., Vishwakarma M. Effect of hydrogen in advanced high strength steel materials. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, v. 44, no. 51, p. 28007 – 28030.
 54. Bhattacharya D. Perspectives on coated advanced high strength steels for automotive applications. *Metallurgia Italiana*, 2011, v. 10, p. 3 – 7.
 55. Колмаков А.Г., Геров В.В., Баранов Е.Е., Краснобаев Н.Н., Терентьев В.Ф. Влияние магнетронного покрытия из алюминия на механические свойства мартенситно-старееющей стали. *Деформация и разрушение материалов*, 2005, № 10, с. 7 – 12.
 56. Колмаков А.Г., Геров В.В., Баранов Е.Е., Краснобаев Н.Н., Терентьев В.Ф. Влияние магнетронного покрытия из стали 12Х18Н10Т на деформацию и разрушение мартенситно-старееющей стали при статическом растяжении. *Деформация и разрушение материалов*, 2006, № 1, с. 21 – 28.
 57. Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Молоканов В.В., Заболотный В.Т., Умнов П.П., Куракова Н.В. Особенности деформации и разрушения композиционного материала на основе высокопрочной мартенситно-старееющей стали с быстрозакаленным поверхностным слоем из сплава $Co_{69}Fe_4Cr_4Si_{12}B_{11}$. *Деформация и разрушение материалов*, 2010, № 3, с. 28 – 35.
 58. Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Молоканов В.В., Заболотный В.Т., Умнов П.П., Умнова Н.В. Влияние отжига на структуру и механические свойства композиционного материала мартенситно-старееющая сталь Н9К17М14 – наноморфный сплав $Co_{69}Fe_4Cr_4Si_{12}B_{11}$. *Деформация и разрушение материалов*, 2011, № 7, с. 30 – 38.
 1. Dobrzański L.A., Mazurkiewicz J., Borek W., Czaja M. Newly-developed high-manganese Fe-Mn-(Al,Si) austenitic twip and trip steels. *Rolling of Advanced High Strength Steels: Theory, Simulation and Practice*, US: CRC Press, 2017, pp. 224 – 288.
 2. Fonstein N. Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties. *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. BRD: Springer International Publishing, 2015, 396 p.
 3. Laughlin D., Hono K. *Physical Metallurgy*, 5th Edition. Amsterdam, Elsevier, 2014, 2960 p.
 4. Terent'yev V.F., Korableva S.A. *Ustalost' metallov* [Metal fatigue]. Moscow, Nauka Publ., 2015, 485 p.
 5. Terent'yev V.F., Rybal'chenko O.V., Baikin A.S., Kaplan M.A., Sirotinkin V.P., Kobeleva L.I. Vliyaniye skorosti deformirovaniya na mekhanicheskiye svoystva tonkolistovoy austenitno-martensitnoy trip-stali s nebol'shim sodержaniyem martensita [The influence of the strain rate on the mechanical properties of sheet austenitic-martensitic trip steel with a low martensite content]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2020, no. 4, pp. 37 – 42.
 6. Terent'yev V.F., Terekhov A.A., Prosvirnin D.V., Konovalov A.V., Gol'dberg M.A. Mekhanicheskiye svoystva perspektivnoy TRIP-stali, ispol'zuyemoy v avtomobil'noy promyshlennosti [Mechanical properties of promising TRIP steel used in the automotive industry]. *Perspektivnye Materialy — Advanced Materials* (in Russ), 2014, no. 11, pp. 41 – 47.
 7. Hammond C., Hammond C. *The basics of cristallography and diffraction*. Oxford University Press, 2001, 542 p.
 8. Dai Q.X., Wang A.D., Cheng X.N. Stacking fault energy of cryogenic austenitic steel. *J. Iron Steel Res.*, 2002, vol. 14, no. 4, pp. 34 – 37.
 9. Galindo-Nava E.I., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects. *Acta Materialia*, 2017, vol. 128, pp. 120 – 134.
 10. Grässel O., Krüger L., Frommeyer G., Meyer L. W. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. *International Journal of plasticity*, 2000, vol. 16, no. 10, pp. 1391 – 1409.
 11. Lu J., Hultman L., Holmström E., Antonsson K.H., Grehk M., Li W. Stacking fault energies in austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 2016, vol. 111, no. 6, pp. 39–46.
 12. Nie X., Wang R., Ye Y., Zhou Y., Wang D. Calculations of stacking fault energy for fcc metals and their alloys based on an improved embedded-atom method. *Solid state communications*, 1995, vol. 96, no. 10, pp. 729 – 734.
 13. Park K.T., Jin K.G., Han S.H., Hwang S.W., Choi K., Lee C.S. Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, no. 16 – 17, pp. 3651 – 3661.
 14. Cooman B.C. De, Kwon O., Chin K.G. State-of-the-knowledge on TWIP steel. *Materials Science and Technology*, 2012, vol. 28, no. 5, pp. 513 – 527.

15. Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L., Rafaja D. Deformation mechanisms in austenitic TRIP/TWIP steel as a function of temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, vol. 47, no. 1, pp. 49 – 58.
16. Laureys A., Depover T., Petrov R., Verbeken K. Microstructural characterization of hydrogen induced cracking in TRIP-assisted steel by EBSD. *Materials Characterization*, 2016, vol. 112, no. 1, pp. 169 – 179.
17. Fujita H., Ueda S. Stacking faults and fcc (γ) \rightarrow hcp (ϵ) transformation in 188-type stainless steel. *Acta Metallurgica*, 1972, vol. 20, no. 5, pp. 759 – 767.
18. Borisova D., Klemm V., Martin S., Wolf S., Rafaja D. Microstructure defects contributing to the energy absorption in CrMnNi TRIP steels. *Advanced Engineering Materials*, 2013, vol. 15, no. 7, pp. 571 – 582.
19. Nikulin I., Sawaguchi T., Tsuzaki K. Effect of alloying composition on low-cycle fatigue properties and microstructure of Fe–30Mn–(6–x)Si–xAl TRIP/TWIP alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2013, vol. 587, pp. 192 – 200.
20. Cheng X., Petrov R., Zhao L., Janssen, M. Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios. *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, vol. 75, no. 3 – 4, pp. 739 – 749.
21. Hilditch T.B., Timokhina I.B., Robertson L.T., Pereloma, E.V., Hodgson P.D. Cyclic deformation of advanced high-strength steels: Mechanical behavior and microstructural analysis. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40, no. 2, pp. 342 – 353.
22. Niendorf T., Rubitschek F., Maier H. J., Niendorf J., Richard H. A., Frehn A. Fatigue crack growth — microstructure relationships in a high-manganese austenitic TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, no. 9, pp. 2412 – 2417.
23. Chermahini R.G., Shivakumar K.N., Newman J.C. Three-dimensional finite-element simulation of fatigue crack growth and closure. *Mechanics of Fatigue Crack Closure*. ASTM International, 1988.
24. Yeliseyev E.A., Terent'yev V.F., Yerasov V.S., Prosvirnin D.V., Kopyiov G.V., Seval'nov G.S., Slizov A.K. Statische i ustalostnaya prochnost' provoloki iz trip-stali VNS9-SH [Static and fatigue strength of trip wires steel VNS9-Sh]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2016, no. 8, pp. 29 – 35.
25. Teren'tev V.F., Prosvirnin D.V., Slizov A.K., Kobeleva L.I., Marchenkov A.Y., Ashmarin A.A., Sirotinkin V. P. Behavior of an austenitic–martensitic VNS9-Sh sheet TRIP steel during static and cyclic deformation. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2018, vol. 2018, no. 4, pp. 389 – 396.
26. Terentyev V.F., Sliz A.K., Prosvirnin D.V. Evaluation of the optimal amount of deformation martensite for sheet austenitic-martensitic trip steel for critical purposes [Evaluation of the optimal amount of deformation martensite for sheet austenitic-martensitic trip steel for critical purposes]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2017, no. 3, pp. 33 – 37.
27. Vilys J., Čiuplys V., Terent'jev V., Kolmakov A., Kavedaras V. Particularities of Plastic Deformation of Metals Near Surface Layers., Kaunas: Technologija, 2003, 208 p.
28. Yeliseyev E.A., Terent'yev V.F., Yerasov V.S., Prosvirnin D.V., Kopyiov G V., Seval'nov G.S., Slizov A.K. Vliyaniye udaleniya poverkhnostnogo sloya na fazovyy sostav tonkolistovoy TRIP-stali posle staticheskogo rastyazheniya s raznoy skorost'yu deformirovaniya [he effect of surface layer removal on the phase composition of thin-sheet TRIP steel after static tension with different strain rates]. *Metally — Russian Metallurgy (Metally)*, 2016, no. 1, pp. 40 – 45.
29. Teren'tev V.F., Slizov A.K., Prosvirnin D.V., Ashmarin A.A., Sirotinkin V.P., Rybal'chenko O.V., Baikin A.S. Effect of the removal of a surface layer on the mechanical properties and the static stress–strain curves of an austenitic–martensitic sheet TRIP steel. *Metally — Russian Metallurgy (Metally)*, 2018, vol. 2018, no. 4. pp. 367 – 371.
30. Bouaziz O., Masse J.P., Petitgand G., Huang M.X. A Novel strong and ductile TWIP/martensite steel composite. *Advanced Engineering Materials*, 2016, vol. 18. no. 1, pp. 56–59.
31. Qiu Y., Kaden N., Schmidtchen M., Prah U., Biermann H., Weidner A.. Laminated TRIP/TWIP steel composites produced by roll bonding. *Metals (Basel)*, 2019, vol. 9, no. 2, pp. 1 – 18.
32. Maki J., Mahieu J., De Cooman B.C., Claessens S. Galvanisability of silicon free CMnAl TRIP steels. *Materials Science and Technology*, 2003, vol. 19, no. 1. pp. 125 – 131.
33. Glage A., Weigelt C., Räthel J., Biermann H. Influence of matrix strength and volume fraction of Mg-PSZ on the cyclic deformation behavior of hot pressed TRIP/TWIP-matrix composite materials. *Advanced Engineering Materials*, 2013, vol. 15. no. 7, pp. 550 – 557.
34. Poklad A., Klemm V., Schreiber G., Rafaja D., Abendroth B., Haverkamp M. Orientation relationship between the TRIP steel substrate and the ZrO₂ thin film. *Steel Research International*, 2011, vol. 82, no. 9, pp. 985 – 989.
35. Martin S., Richter S., Decker S., Martin U., Krüger L., Rafaja D. Reinforcing mechanism of Mg PSZ particles in highly alloyed TRIP steel. *Steel Research International*, 2011, vol. 82, no. 9, pp. 1133 – 1140.
36. Eckner R., Krampf M., Segel C., Krüger L. Strength and fracture behavior of a particle-reinforced transformation-toughened trip steel/ZrO₂ composite. *Mechanics of Composite Materials*, 2016, vol. 51, no. 6, pp. 707 – 720.
37. Ehinger D., Krüger L., Martin U., Weigelt C., Aneziris C.G. Buckling and crush resistance of high-density TRIP-steel and TRIP-matrix composite honeycombs to out-of-plane compressive load. *International Journal of Solids and Structures*, 2015, vol. 66, pp. 207 – 217.

38. Glage A., Martin S., Decker S., Weigelt C., Junghanns M., Aneziris C. G., Biermann H. Cyclic deformation of powder metallurgy stainless steel/Mg PSZ composite materials. *Steel Research International*, 2012, vol. 83, no. 6, pp. 554 – 564.
39. Bokuchava G.D., Gorshkova Yu.Ye., Papushkin I.V., Guk S.V., Kavalla R. Issledovaniye plasticheski deformirovannykh TRIP-kompozitov metodami neytronnoy difraktsii i malouglovnogo rasseyaniya neytronov [Investigation of plastically deformed TRIP composites by neutron diffraction and small angle neutron scattering methods]. *Poverkhnost' — Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2018, no. 3, pp. 11 – 17.
40. Oppelt M., Leissner T., Berek H., Baumgart C., Kruger L., Peuker U. Aneziris C.G. Processing and characterization of beads with graded layer compositions based on zirconia and TRIP-steel. *Advanced Engineering Materials*, 2019, vol. 21, no. 5, pp. 1800615.
41. Dzhambal' R.S., Norden M., Erhardt B., Shonenberg R. Effektivnyye vysokoprochnyye stali: kontseptsiya razrabotki, primeneniye i perspektivy pri goryachem tsinkovanii [Advanced high-strength steels: development concept, application and prospects for hot dip galvanizing]. *Chernye Metally — Ferrous Metals*, 2014, no. 5, pp. 67 – 76.
42. Bellhouse E.M., McDermid J.R. selective oxidation and reactive wetting of 1.0 pct Si-0.5 pct al and 1.5 pct Si trip-assisted steels. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2010, vol. 41, no. 6, pp. 1539 – 1553.
43. Tumuluru M. Effect of silicon and retained austenite on the liquid metal embrittlement cracking behavior of GEN3 and high-strength automotive steels. *Welding Journal*, 2019, vol. 98, no. 12, pp. 351S – 364S.
44. Beal C., Kleber X., Fabregue D., Bouzekri M. Liquid zinc embrittlement of a high-manganese-content TWIP steel. *Philosophical Magazine Letters*, 2011, vol. 91, no. 4, pp. 297 – 303.
45. He L., DiGiovanni C., Han X., Mehling C., Wintjes E., Biro E., Zhou N.Y. Suppression of liquid metal embrittlement in resistance spot welding of TRIP steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24, no. 6, pp. 579 – 586.
46. Wiewiorowska S., Muskalski Z., Michalczyk J. The influence of hot dip galvanizing process on TRIP steel wire structure and properties. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2019, vol. 64, no. 1, pp. 129 – 132.
47. Kolmakov A.G., Ispol'zovaniye polozheniy sistemnogo podkhoda pri izuchenii struktury, osobennostey plasticheskoy deformatsii i razrusheniya metallov [Using the principles of a systematic approach to the study of the structure, features of plastic deformation and fracture of metals]. *Metally — Russian Metallurgy (Metally)*, 2004, no. 4, pp. 98 – 107.
48. Kulawinski D., Hoffmann M., Lippmann T., Lamprecht G., Weidner A., Henkel S., Biermann H. Isothermal and thermo-mechanical fatigue behavior of 16Mo3 steel coated with high-velocity oxy-fuel sprayed nickel-base alloy under uniaxial as well as biaxial-planar loading. *Journal of Materials Research*, 2017, vol. 32, no. 23, pp. 4411 – 4423.
49. Yi H., Chang Z., Cai H., Du P., Yang D. Strength, ductility and fracture strain of press-hardening steels. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, vol. 56, no. 4, pp. 429 – 443.
50. Hamada A.S., Sahu P., Porter D.A. Indentation property and corrosion resistance of electroless nickel-phosphorus coatings deposited on austenitic high-Mn TWIP steel. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 356, pp. 1 – 8.
51. Yuan X., Zhao Y., Li X., Chen L. Effects of gas nitriding temperature on the surface properties of a high manganese TWIP steel. *Metals*, 2017, vol. 7, no. 3, p. 102 – 110.
52. Koushali A.G., Sameezadeh M., Vaseghi M., Safarpour P. Analytical and numerical investigations of the crack behavior in thermal barrier coatings under the trip thermal load. *Surface & Coatings Technology*, 2018, vol. 337, pp. 90 – 96.
53. Dwivedi S.K., Vishwakarma M. Effect of hydrogen in advanced high strength steel materials. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, vol. 44, no. 51, pp. 28007 – 28030.
54. Bhattacharya D. Perspectives on coated advanced high strength steels for automotive applications. *Metallurgia Italiana*, 2011, no. 10, pp. 3 – 7.
55. Kolmakov A.G., Gerov V.V., Baranov Ye.Ye., Krasnobayev N.N., Terent'yev V.F. Vliyaniye magnetronnogo pokrytiya iz alyuminiya na mekhanicheskiye svoystva martensitno-stareyushchey stali [The effect of the magnetron coating of aluminum on the mechanical properties of maraging steel]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2005, no. 10, pp. 7 – 12.
56. Kolmakov A.G., Gerov V.V., Baranov Ye.Ye., Krasnobayev N.N., Terent'yev V.F. Vliyaniye magnetronnogo pokrytiya iz stali 12C18N10T na deformatsiyu i razrusheniye martensitno-stareyushchey stali pri staticheskom rastyazhenii [The effect of the magnetron coating of steel 12Cr18Ni10Ti on the deformation and fracture of maraging steel under static tension]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2006, no. 1, pp. 21 – 28.
57. Sevost'yanov M.A., Kolmakov A.G., Molokanov V.V., Zabolotnyy V.T., Umnov P.P., Kurakova N.V. Osobennosti deformatsii i razrusheniya kompozitsionnogo materiala na osnove vysokoprochnoy martensitno-stareyushchey stali s bystrozakalennym poverkhnostnym sloyem iz splava Co69Fe4Cr4Si12B11 [Features of deformation and fracture of a composite material based on high-strength maraging steel with a rapidly quenched surface layer of Co69Fe4Cr4Si12B11 alloy]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2010, no. 3, pp. 28 – 35.

58. Kolmakov A.G., Sevost'yanov M.A., Molokanov V.V., Zabolotnyy V.T., Umnov P.P., Umnova N.V. Vliyaniye otzhiga na strukturu i mekhanicheskiye svoystva kompozitsionnogo materiala martensitno-stareyushchaya stal' N9K17M14 – nanoamorfnyy splav Co69Fe4Cr4Si12B11 [The effect of annealing on the structure and mechanical properties of the composite material N9K17M14 maraging steel is a nanoamorphic alloy Co69Fe4Cr4Si12B11]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2011, no. 7, pp. 30 – 38.

*Статья поступила в редакцию — 19.03.2020 г.
после доработки — 18.05.2020 г.
принята к публикации — 19.05.2020 г.*

Просвирнин Дмитрий Викторович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН (119334, Москва, Ленинский проспект, 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области фундаментальных основ создания новых металлических, керамических и композиционных материалов, кинетики и динамики разрушения деформируемых тел, вопросах изучения и прогнозирования механических характеристик материалов. E-mail: imetran@yandex.ru.

Ларионов Максим Дмитриевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН (119334, Москва, Ленинский проспект, 49), инженер-исследователь, специалист в области фундаментальных основ создания новых металлических, керамических и композиционных материалов, разрушения деформируемых тел, кинетики и динамики. E-mail: mlarionov@imet.ac.ru.

Пивоварчик Светлана Владимировна — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН (119334, Москва, Ленинский проспект, 49), младший научный сотрудник, специалист в области фундаментальных основ создания новых металлических, керамических и композиционных материалов, разрушения деформируемых тел, кинетики и динамики. E-mail: PivovarchikSV@yandex.ru.

Колмаков Алексей Георгиевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН (119334, Москва, Ленинский проспект, 49), чл.-корр. РАН, доктор технических наук, заведующий лабораторией, специалист в области новых конструкционных материалов со специальными свойствами, такие как композиты для специальной техники и конструкций медицинского назначения, конструкционные материалы с повышенной стойкостью к износу, исследованы перспективные металлические конструкционные материалы для ядерной энергетики, проведены исследования в области оптимизации обработки конструкционных сталей. E-mail: kolmakov@imet.ac.ru.

Structural features and strength behavior of TRIP/TWIP steels

D. V. Prosvirnin, M. S. Larionov, S. V. Pivovarchik, A. G. Kolmakov

A review of the literature data on the structural features of TRIP / TWIP steels, their relationship with mechanical properties and the relationship of strength parameters under static and cyclic loading was carried out. It is shown that the level of mechanical properties of such steels is determined by the chemical composition and processing technology (thermal and thermomechanical processing, hot and cold pressure treatment), aimed at achieving a favorable phase composition. At the atomic level, the most important factor is stacking fault energy, the level of which will be decisive in the formation of austenite twins and / or the formation of strain martensite. By selecting the chemical composition, it is possible to set the stacking fault energy corresponding to the necessary mechanical characteristics. In the case of cyclic loads, an important role is played by the strain rate and the maximum load during testing. So at high loading rates and a load approaching the yield strength under tension, the intensity of the twinning processes and the formation of martensite increases. It is shown that one of the relevant ways to further increase of the structural and functional properties of TRIP and TWIP steels is the creation of composite materials on their basis. At present, surface modification and coating, especially by ion-vacuum methods, can be considered the most promising direction for the creation of such composites.

Keywords: TRIP steels, TWIP steels, mechanical properties, stacking fault energy, composite materials, coatings.

***Prosvirnin Dmitry** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS (Moscow, 119334, Leninsky Prospekt, 49), PhD, senior researcher, specialist in the field of the fundamental principles of creating new metal, ceramic and composite materials, kinetics and dynamics of fracture of deformable bodies, issues of studying and predicting the mechanical characteristics of materials. E-mail: imetran@yandex.ru.*

***Larionov Maxim** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS (Moscow, 119334, Leninsky Prospekt, 49), research engineer, specialist in the field of the fundamentals of creating new metal, ceramic and composite materials, fracture of deformable bodies, kinetics and dynamics. E-mail: mlarionov@imet.ac.ru.*

***Pivovarchik Svetlana** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS (Moscow, 119334, Leninsky Prospekt, 49), junior researcher, specialist in the field of the fundamental principles of creating new metal, ceramic and composite materials, fracture of deformable bodies, kinetics and dynamics.*

***Kolmakov Alexey** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS (Moscow, 119334, Leninsky Prospekt, 49), corresponding member of RAS, Dr Sci (Eng), head of laboratory Strength and plasticity of metallic and composite materials and nanomaterials, specialist in the field of new structural materials with special properties, composites for special equipment and medical constructions, structural materials with increased wear resistance. E-mail: kolmakov@imet.ac.ru.*