

УДК 669.14.018:539.43

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S4-45-49

*В.Ф. Терентьев¹, А.К. Слизов², Д.В. Просвирнин¹, В.П. Сиротинкин¹, А.А. Ашмарин¹***ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРИП-СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Проведено исследование изменения фазового состава высоколегированной трип-стали в процессе статического и циклического деформирования. Представлена методика эксперимента по получению зависимостей содержания аустенита в трип-стали ВНС9-Ш от скорости деформирования при статическом растяжении и изменения содержания мартенсита от уровня максимального циклического напряжения. Проведен анализ полученных результатов и дано их объяснение с помощью происходящего трип-эффекта.

Ключевые слова: статическое растяжение, циклическое деформирование, трип-сталь, трип-эффект, мартенсит, аустенит.

In this paper was studied change of the phase composition of high-alloy trip steel by static and cyclic deformation. Method of obtainment relation of austenite content in trip steel from speed deformation by tensile and change martensite content from maximum cyclic stress was offer. Analysis of this relations and their explanation by trip effect were carried out.

Keywords: tensile, cyclic deformation, trip steel, trip effect, martensite, austenite.

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

[Institute of Metallurgy and Materials Science A.A. Baykova of Russian academy of sciences] E-mail: imet@imet.ac.ru

²Открытое акционерное общество «Камов» [Open Joint Stock Company «Kamov»] E-mail: ir@rus-helicopters.com

Введение

Для ответственных деталей авиационной техники, в частности торсионов несущих винтов вертолетов [1], используются высокопрочные коррозионностойкие трип-стали с пределом прочности ~1700–1800 МПа, обладающие более высокой циклической прочностью по сравнению с другими высокопрочными сталями. После закалки трип-стали имеют структуру метастабильного аустенита, а затем в процессе последующей холодной пластической деформации претерпевают мартенситное превращение ($\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$), что приводит к упрочнению сталей при сохранении высокой пластичности (до 25%).

Высокая пластичность этих высокопрочных сталей достигается путем проявления трип-эффекта, связанного со специально подобранным химическим составом [2], что повышает интенсивность образования мартенсита деформации по сравнению с традиционными аустенитными сталями. В высоколегированных сталях трип-эффект объясняется тем, что на определенной стадии пластической деформации (в начале локализации деформации) зарождающаяся «шейка» на рабочей части образца не развивается вследствие интенсивного локального образования мартенсита деформации и повышения плотности дислокаций в этой области. Начало локализации деформации происходит в другом месте рабочей части растягиваемого образца, в результате чего возникает эффект многошеечности [2, 3]. За счет этого эффекта резко увеличиваются равномерное удлинение материала и суммарное относительное удлинение.

Несмотря на ряд работ [1, 4–7] по изучению статической и усталостной прочности высокопрочных трип-сталей, остается еще много неясных вопросов, связанных с особенностями структурных изменений в процессе деформирования этих сталей.

В работе исследовалось изменение фазового состава высоколегированной трип-стали в процессе статического и циклического деформирования.

Материал и методы

Исследования проводили на холоднодеформированных тонколистовых образцах (толщина 0,28 мм, рабочая часть 20×7 мм) из трип-стали ВНС9-Ш (0,22 С; 15 Cr; 5,2 Ni; 0,29 Мо; 1,0 Mn; 0,6 Si; 0,05 N; 0,01 S; 0,015 Р (% по массе)) двух партий, изготовленных по ТУ14-14126–86 в условиях ОАО «МЕЧЕЛ». Исследовали изменение фазового состава материала при статическом растяжении и циклической деформации.

Испытания при статическом растяжении проводили на сервогидравлической машине Инстрон 8801 (максимальная нагрузка 10 т) при скорости деформирования от $8,3 \cdot 10^{-5}$ до $25 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (от 0,1 до 30 мм/мин). Испытания на усталость осуществляли при повторном растяжении (при постоянном $\sigma_{\min}=100$ МПа) с применением настольной механической машины Instron Electropuls E 3000 с частотой нагружения 40 Гц.

Рентгенофазовый анализ образцов из трип-стали проводили на вертикальном рентгеновском дифрактометре SIMADZU XRD-6000 в монохроматизированном $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении. Также использовали рентгеновский дифрактометр Ultima IV

(Rigaku, Япония). Рентгенодифракционные спектры записаны в одинаковых условиях: излучение $\text{Cu } K_\alpha$ (фильтр Ni), для регистрации отраженного пучка установлен высокоскоростной детектор D/teX. Съемки при рентгеноструктурном анализе проводили и вдали от места окончательного разрушения образцов.

Результаты

Статическое деформирование

Исследование фазового состава стали ВНС9-Ш при статическом растяжении проводили на материале, у которого в исходном состоянии было примерно равное содержание аустенита и мартенсита деформации. Размер зерна аустенита составлял ~ 25 мкм.

Экспериментальные данные по изменению механических свойств образцов из стали ВНС9-Ш в интервале скоростей деформирования от $8,3 \cdot 10^{-5}$ до $25 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (от 0,1 до 30 мм/мин) приведены на рис. 1. Видно, что максимальные прочностные и пластические свойства (σ_τ , σ_b и δ) наблюдаются при минимальной скорости деформации 0,1 мм/мин, что, безусловно, связано с проявлением трип-эффекта. На кривой статического растяжения, полученной при этой скорости деформации, отчетливо наблюдалась высокоамплитудная скачкообразная деформация. Затем, вплоть до интервала скоростей деформации 3–5 мм/мин, наблюдается снижение прочностных механических характеристик и менее значительное снижение пластичности. Это происходит благодаря снижению влияния трип-эффекта в этом интервале скоростей деформирования. При дальнейшем увеличении скоростей деформирования от 5 до 20 мм/мин прочностные характеристики (σ_τ и σ_b) начинают возрастать, хотя и не достигают значений, полученных при деформировании со скоростью 0,1 мм/мин. При этом относительное удлинение непрерывно снижается. По-видимому, основной механизм деформационного упрочнения при этих скоростях деформации связан не с трип-эффектом, а определяется повышением плотности дислокаций в аустените, хотя образование некоторого количества мартенсита деформации еще происходит. В интервале скоростей 20–30 мм/мин вновь происходит снижение прочностных характеристик при незначительном снижении пластичности.

Результаты рентгеноструктурного анализа влияния скорости деформирования на содержание аустенита в структуре стали ВНС9-Ш после разрушения представлены на рис. 2. Видно, что во всем исследованном диапазоне скоростей деформирования после статического растяжения образцов из стали ВНС9-Ш количество аустенита по сравнению с исходным состоянием (50%) возрастает. Минимальный процент аустенита в структуре трип-стали ВНС9-Ш в интервале скоростей от

0,1 до 3 мм/мин можно объяснить интенсивным проявлением трип-эффекта. Затем происходит постепенное увеличение количества аустенита в интервале скоростей 5–30 мм/мин при некотором увеличении прочностных характеристик и снижении пластичности. Повышение прочностных свойств при предварительной деформации с одновременным понижением пластичности характерно для метастабильных аустенито-мартенситных сталей, у которых трип-эффект не наблюдается, а образование мартенсита деформации происходит менее интенсивно, чем в трип-сталях. Незначительное снижение пластичности происходит с ростом скорости деформирования, что свидетельствует о деформационном упрочнении вследствие повышения плотности дислокаций в аустените и меньшем трип-эффекте при высоких скоростях деформирования. Для более глубокого анализа влияния скорости деформирования на структурные изменения в высоколегированной трип-стали требуется проведение специальных исследований по изучению дислокационных структур.

Циклическое деформирование

Для исследования структурных изменений в стали ВНС9-Ш при циклическом деформировании использовали партию материала, в котором в исходном состоянии было 60% аустенита и 40% мартенсита. Материал имел следующие механические свойства: $\sigma_b=1537$ МПа; $\sigma_\tau=1305$ МПа ($\sigma_{0,2}=784$ МПа); $\delta=53\%$. На кривой растяжения наблюдалась протяженная площадка текучести ($\sim 7\%$) с небольшим «зубом» текучести, а на стадии деформационного упрочнения – прерывистая текучесть, которая у этих сталей связана с проявлением трип-эффекта (продвижением микрошейки по рабочей части образца при дополнительном образовании мартенсита деформации) (рис. 3, а). Еще одной важной особенностью стали ВНС9-Ш является наличие на кривой статического растяжения сравнительно большой микропластической деформации (ϵ_m) до появления «зуба» текучести, достигающей $\sim 1\%$ (рис. 3, б), и поэтому значения условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) значительно меньше значений физического предела текучести (σ_τ).

Кривая усталости образцов из трип-стали ВНС9-Ш представлена на рис. 4, а изменение количества мартенсита деформации в структуре стали ВНС9-Ш в зависимости от уровня максимального циклического напряжения и, соответственно, от числа циклов до разрушения – на рис. 5. Видно (см. рис. 5), что наблюдается сложная зависимость изменения фазового состава трип-стали ВНС9-Ш от уровня максимальных циклических напряжений. Однако циклическое деформирование при всех амплитудах нагружения практически всегда приводит к дополнительному увеличению мартенсита деформации в структуре аустенито-мартенситной трип-стали. Ранее похожая

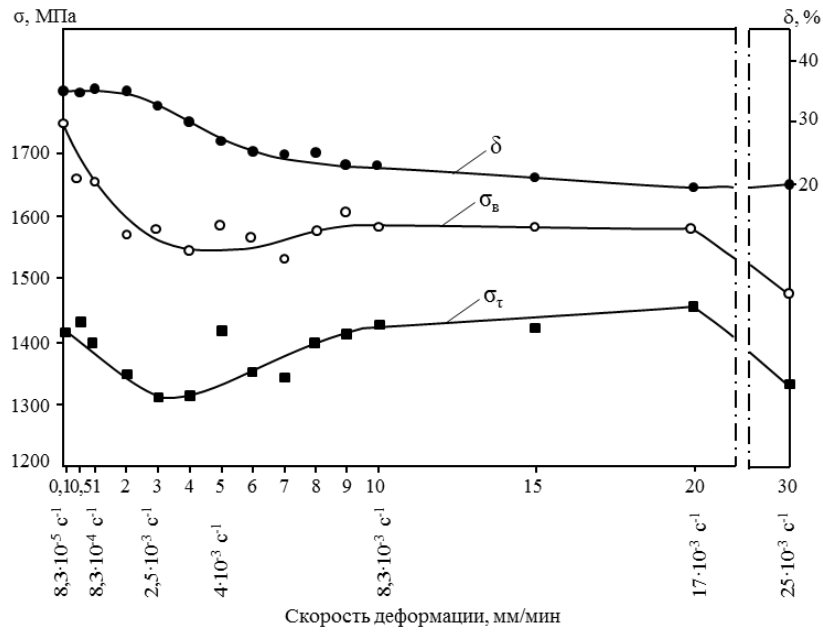


Рис. 1. Изменение механических свойств трип-стали ВНС9-III в зависимости от скорости деформации

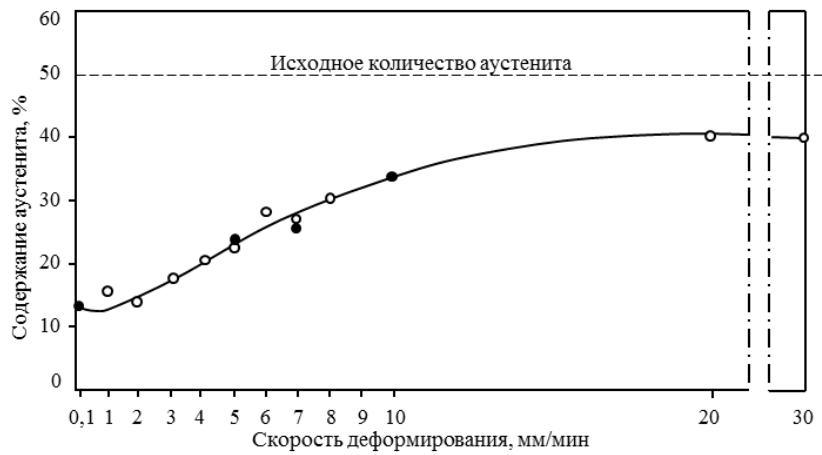


Рис. 2. Влияние скорости деформирования при статическом растяжении на количество аустенита в трип-стали ВНС9-III: результаты получены на установках SIMADZU XRD-6000 (○) и Ultima IV (●)

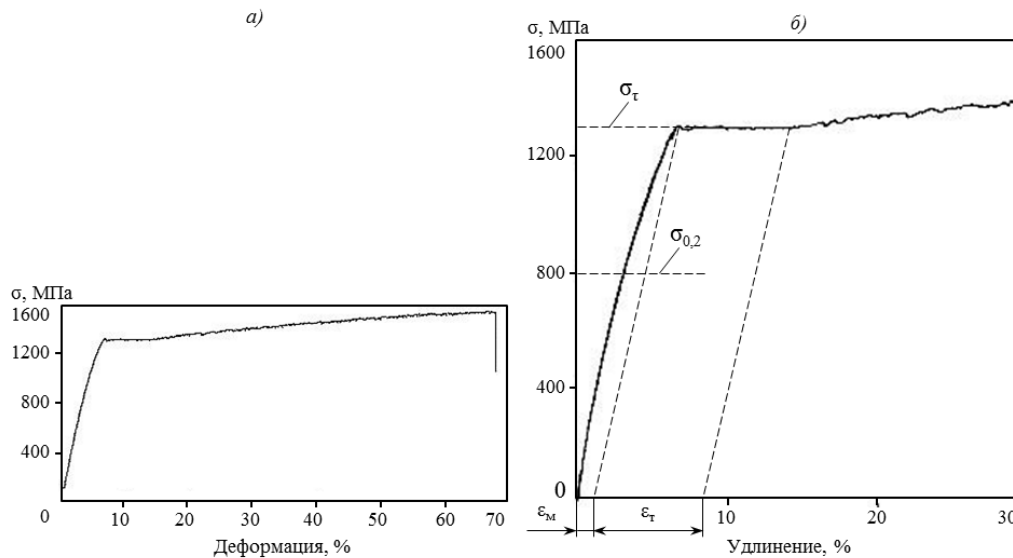


Рис. 3. Кривая статического растяжения трип-стали ВНС9-III (а) и начальный участок кривой растяжения (б)

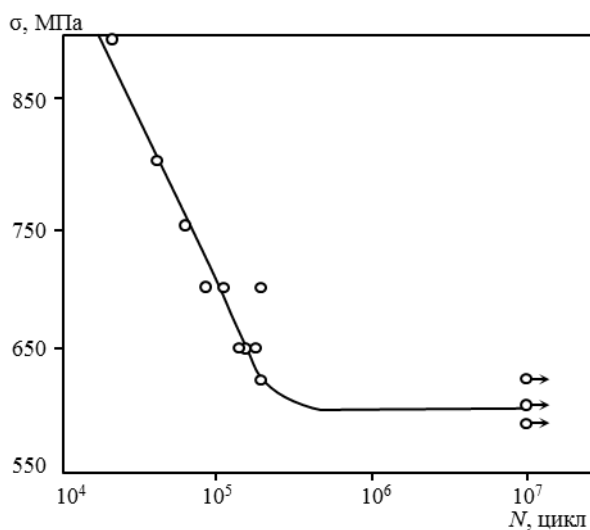


Рис. 4. Кривая усталости образцов из трип-стали ВНС9-Ш

зависимость изменения фазового состава при усталости трип-стали была получена на материале с содержанием мартенсита деформации 55% [8]. Следует отметить, что кривая усталости построена с использованием интервала максимальных циклических напряжений, которые меньше физического предела текучести, и дополнительный прирост мартенсита деформации при циклической деформации может быть осуществлен только путем накопления микропластической деформации. Также, чтобы понять закономерности образования дополнительного количества мартенсита деформации в трип-стали при различном уровне циклических нагрузок, необходимо принять во внимание то, что долговечность до разрушения металла определяется временем до зарождения усталостной трещины и временем ее распространения. В данном случае максимальное увеличение содержания мартенсита в структуре стали ВНС9-Ш наблюдается при циклических напряжениях 750–800 МПа.

Меньший прирост мартенсита деформации при напряжении 900 МПа связан с тем, что при этом высоком напряжении быстро зарождается усталостная трещина. В этом случае в объеме материала не успевает образоваться достаточное количество дополнительного мартенсита деформации, так как микропластическая деформация в основном наблюдается у вершины распространяющейся трещины. Минимальное содержание мартенсита при напряжении 700 МПа связано с тем, что в данном случае, с одной стороны, напряжение не столь высоко, чтобы обеспечить достаточно высокий уровень микропластической деформации, а с другой – число циклов до разрушения не так велико, чтобы обеспечить накопление количе-

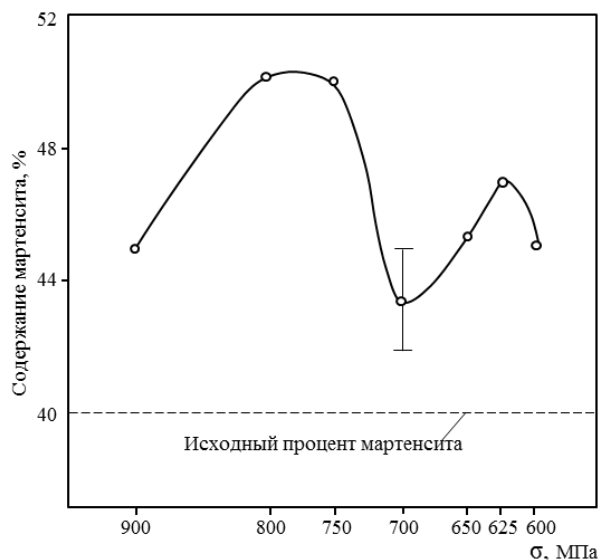


Рис. 5. Изменение содержания мартенсита в зависимости от уровня максимального циклического напряжения; при напряжении 700 МПа экспериментальная точка определялась по двум образцам

ства микропластической деформации и значительное увеличение дополнительного количества мартенсита деформации в структуре металла. Увеличение количества циклов до зарождения усталостной трещины при напряжениях 600–625 МПа, близких к пределу усталости, способствует дополнительному увеличению содержания мартенсита деформации в структуре трип-стали благодаря длительному циклическому деформированию (до 10⁷ циклов нагружения при $\sigma_{\max}=600$ МПа). Однако при напряжениях меньше предела усталости следует ожидать постепенного снижения уровня содержания мартенсита в трип-стали до исходного значения вследствие незначительной микропластической деформации.

Обсуждение и заключения

Получена нелинейная зависимость изменения механических свойств при статическом растяжении от скорости деформирования тонколистовой трип-стали ВНС9-Ш в интервале от 0,1 до 30 мм/мин. Максимальное проявление трип-эффекта и получение повышенных прочностных и пластических характеристик наблюдаются при скоростях деформирования 0,1–2 мм/мин, при которых рентгеноструктурными исследованиями обнаружено минимальное количество аустенита в образцах после разрушения (от исходного содержания 50 – падение до 13%), в основном вследствие образования дополнительного мартенсита деформации. Затем при больших скоростях деформирования наблюдается снижение трип-эффекта.

Установлено, что в области малоциклового усталости (до ~10⁵ циклов) количество мартенсита деформации в трип-стали ВНС9-Ш уменьшается со снижением уровня приложенных цикличе-

ских напряжений. В переходной области напряжений от малоциклового к многоциклового усталости (при $N \approx 10^5$ циклов) заметного дополнительно фазового превращения метастабильного аустенита в мартенсит не происходит из-за недостаточных приложенного напряжения и числа циклов до разрушения. При циклическом деформировании на уровне предела выносливости (на базе испытаний 10^7 циклов) количество мартенсита деформации

вновь возрастает, что связано с наличием микропластической деформации и длительностью приложения циклической нагрузки. При деформировании ниже предела выносливости количество мартенсита деформации в структуре стали ВНС9-Ш снижается вследствие незначительной микропластической деформации.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ №12-08-00221.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алексеева Л.Е., Баев А.С., Буржанов А.А. и др. Механизм усталостного разрушения трип-стали при воздействии циклических нагрузок //Деформация и разрушение материалов. 2009. №12. С. 25–26.
2. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. М.: Металлургия. 1988. 256 с.
3. Потехин Б.А. Особенности деформации цилиндрических образцов из метастабильных аустенитных сталей при растяжении //ФММ. 1979. Т. 48. №5. С. 1058–1076.
4. Olson G.B, Chait R.M. Azrin M. et. al. Fatigue Strength of TRIP Steels //Metallurgical Transactions A. 1980. V. 11 A. P. 1069–1071.
5. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталостная прочность высоколегированных коррозионно-стойких трип-сталей (обзор) //Деформация и разрушение материалов. 2012. №5. С. 2–11.
6. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ. 2013. 515 с.
7. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В., Кораблева С.А., Ашмарин А.А. Исследование усталостных свойств материала торсионов несущих винтов вертолетов до и после эксплуатации //Деформация и разрушение материалов. 2013. №5. С. 18–24.
8. Терентьев В.Ф., Бецофен С.Я., Кораблева С.А., Слизов А.К., Ашмарин А.А. Анализ структурных изменений трип-стали ВНС9-Ш при циклическом деформировании //Деформация и разрушение материалов. 2013. №6. С. 16–20.