

05

Экспериментальное исследование деформационного упрочнения литой аустенитной стали 60X24AГ16

© Е.Е. Дерюгин, И.В. Власов, Ю.Ф. Гоморова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634055 Томск, Россия
e-mail: gomjf@isprms.ru

Поступило в Редакцию 4 июня 2024 г.

В окончательной редакции 4 августа 2024 г.

Принято к публикации 19 августа 2024 г.

Представлен усовершенствованный метод численного определения деформационных характеристик малопластичных материалов. Разработан специальный алгоритм, позволяющий, используя возможности стандартной программы OriginPro, корректно усреднить экспериментальную диаграмму деформирования и представить ее в аналитическом виде. Нелинейная стадия экспериментальной зависимости „напряжение-деформация“ представлена в виде полинома 9-й степени. Аналитический вид диаграммы деформирования позволил с оптимальной точностью определить зависимости коэффициента деформационного упрочнения, а также дополнительную характеристику — скорости деформационного упрочнения материала. На основе нового метода проанализированы закономерности деформационного упрочнения литого сплава 60X24AГ16. Особое внимание уделено влиянию предварительной деформации на характеристики деформационного упрочнения.

Ключевые слова: одноосное растяжение, трехточечный изгиб, деформационное упрочнение, предварительное нагружение, стадии деформирования, граничные условия, численный анализ кривых растяжения.

DOI: 10.61011/JTF.2024.11.59098.199-24

Введение

Материалами нового поколения являются TRIP-стали (transformation induced plasticity) которые отличаются не только высокими механическими свойствами, но и отличной пластичностью в довольно широком диапазоне от 5 до 30% [1–5]. Аббревиатура TRIP означает пластичность, вызванная превращением [4]. TRIP-стали имеют многофазную структуру, содержащую феррит, бейнит и остаточный аустенит, которая получается в результате двухэтапного процесса термообработки, путем выдержки стали в двухфазном аустенитно-ферритном диапазоне и с последующей выдержкой в диапазоне бейнитного превращения. Наилучшими механическими свойствами характеризуются TRIP-стали с высоким содержанием остаточного аустенита. Например, TRIP-стали с высоким содержанием марганца (Mn) обладают высокой пластичностью (до $\varepsilon_p = 19\%$) и высокой прочностью (> 700 МПа) [5]. Термомеханическая обработка TRIP-сталей является дорогостоящей операцией.

С другой стороны, на промышленных линиях как температура, так и время отжига всегда ограничены [6]. Это означает, что равновесные фракции фаз и равновесное содержание замещающих растворенных веществ в различных фазах никогда не достигаются. Тем более это относится и к сталям в литом состоянии. Следовательно, в объеме образца остается остаточный аустенит и в определенной степени проявляется TRIP-эффект и есть пластичность. В частности, подобный механизм пластической деформации обнаружен в литом аустенитном

сплаве 60X24AГ16 [7], содержащем повышенное содержание углерода (0.57%) и азота (0.70%). Как правило, литые сплавы малопластичны. Тем не менее литые малопластичные сплавы могут найти широкое применение, если при малой пластичности будут обладать высокими прочностными свойствами наравне с высокопрочными сталями. Поэтому исследование деформационного упрочнения малопластичных сплавов является важным для инженерных приложений.

В работе [8] представлен оригинальный метод численного определения характеристик деформационного упрочнения материала по данным экспериментальных диаграмм деформации литой стали 60X24AГ16 с использованием возможностей стандартной программы OriginPro. Коэффициент деформационного упрочнения θ определяли по отношению разности приложенной силы ΔP к разности деформации $\Delta \lambda$ между двумя точками на диаграмме деформации, отстоящими на определенном расстоянии друг от друга: $\theta = \Delta P / \Delta \lambda$. Было показано, что разброс точек на кривых зависимость $\theta - \lambda$ уменьшается с увеличением расстояния между точками. Однако, переход от $P - \lambda$ к $\theta - \lambda$ сопровождается существенным сокращением интервала деформации, в пределах которого определяется зависимость $\theta - \lambda$. Это затрудняет получение точных значений θ и корректное сопоставление значений P и θ , соответствующих одной и той же степени деформации. В связи с этим актуальной проблемой физики прочности является дальнейшее совершенствование существующих способов определения зависимости характеристик деформационного

упрочнения материала от степени деформации, особенно для малопластичных материалов.

Целью настоящей работы является представление усовершенствованного метода численного анализа деформационных характеристик малопластичных материалов и на его основе анализ закономерности деформационного упрочнения литого сплава 60X24AГ16 по данным экспериментальных диаграмм деформации.

1. Методика эксперимента

Материалом исследования является литая аустенитная азотистая сталь 60X24AГ16 следующего химического состава (% по массе): 24.40 Cr; 16.40 Mn; 1.10 Si; 0.18 Ni; 0.57 C; 0.70 N; 0.017 S; остальное Fe.

Методом трехточечного прогиба были испытаны стержни квадратного сечения 5×5 mm и длиной 50 mm. Образцы располагались на опорах ребром, как показано на рис. 1. Такое нетрадиционное расположение образцов на опорах было использовано для продления стадии неупругого деформирования и устойчивого распространения трещины [7]. Опоры были расположены на расстоянии 48 mm друг от друга.

Из слитка электроэрозионным методом вырезали плоские образцы с головками для растяжения. Сечение образца и длина рабочей части составляли 5×5 mm и 48 mm соответственно.

Образцы нагружали с помощью испытательной машины Instron 5582 (Instron, США) со скоростью вертикального перемещения траверсы 0.3 mm/min. На каждый конкретный режим деформации испытывали не менее трех образцов. В конечном итоге была получена цифровая запись диаграммы деформирования материала в заданных граничных условиях деформации.

Для определения механических характеристик материала был разработан специальный алгоритм, позволяющий по данным экспериментальных диаграмм деформации с большой точностью определять зависимость коэффициента деформационного упрочнения θ от величины деформации λ . Кроме того, на основе полученной зависимости $\theta - \lambda$ по аналогичному алгоритму определяли зависимость скорости уменьшения коэффициента деформационного упрочнения $\eta = \Delta\theta/\Delta\lambda$ от деформации. Полученные диаграммы, записанные в координатах

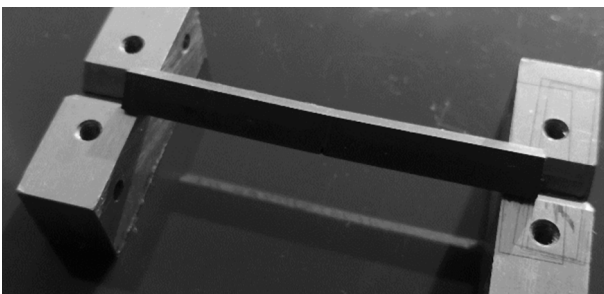


Рис. 1. Образец положен ребром на опоры.

„сила P -перемещение траверсы λ “ анализировали численно по разработанному для этой цели алгоритму с использованием возможностей стандартной программы OriginPro.

2. Численный анализ экспериментальных диаграмм нагружения

Гипотетически диаграмму деформации представляют в виде гладкой кривой зависимости „ $P - \lambda$ “, где P сила или напряжение, а λ смещение или деформация. О характере накопления неупругой деформации в объеме образца судят, прежде всего, по изменению коэффициента деформационного упрочнения (КДУ) $\theta = dP/d\lambda$. Дополнительную информацию можно получить, определяя изменение коэффициента θ от деформации λ , а именно $\eta = d\theta/d\lambda$. Другими словами, об упрочнении материала можно судить, если знать зависимость от параметра λ производных первого и второго порядков $\theta = dP/d\lambda$ и $\eta = d\theta/d\lambda = d^2P/d\lambda^2$. На самом деле экспериментальная диаграмма „ $P - \lambda$ “ дискретна и состоит из цифровой записи точек в координатах „ $P - \lambda$ “. Коэффициент θ при этом с определенной точностью находится как отношение разности приложенной силы ΔP к разности прогиба $\Delta\lambda$ между точками на определенное расстояние друг от друга $\theta = \Delta P/\Delta\lambda$. Данный подход был использован в работе [8]. Было показано, что чем больше расстояние между точками, тем меньше становится разброс точек на кривой зависимости $\theta - \lambda$. Однако при этом все больше происходит отклонение численных значений θ от теоретических. Кроме того, каждый переход от $P - \lambda$ к $\theta - \lambda$ и далее от $\theta - \lambda$ к $\eta - \lambda$ сопровождается существенным сокращением интервала деформации, в пределах которого определяются данные зависимости. Как следствие, затрудняется корректное сопоставление и точность значений P , θ и λ соответствующих одной и той же степени деформации.

Чтобы избежать указанных недостатков, был разработан специальный алгоритм, позволяющий, используя возможности стандартной программы OriginPro, корректно усреднять диаграмму деформации и представлять ее в аналитическом виде. Для этого экспериментальную зависимость $P - \lambda$ разбивали на две части, упругую и нелинейную. На стадии упругой деформации зависимость $P - \theta$ линейная и может быть записана в виде $P = \theta_{\max}\lambda$. По определению первая производная на этой стадии равна $dP/d\lambda = \text{const} = \theta_{\max}$.

Нелинейную часть зависимости $P - \lambda$ представляли аналитически в виде полинома 9-й степени, используя возможности стандартной программы OriginPro. Аналитическое представление зависимости $P - \lambda$ позволило использовать подход, предложенный в работе [8], используя минимальное и неизменное расстояние $d\lambda$ между соседними точками полиномиальной записи. Очевидно, что при этом в каждой точке зависимости $P - \lambda$

с оптимальной точностью определяется производная $\theta = dP/d\lambda$, а в зависимости $\theta - \lambda$ производная $d\theta/d\lambda$, или вторая производная $d^2P/d\lambda^2$.

В общем случае КДУ является нелинейной функцией деформации. На линейной стадии деформации КДУ максимален $\theta = \theta_{\max}$. Во всем промежутке деформации $\theta = dP/d\lambda$ не может превышать θ_{\max} . Как правило, в процессе пластической деформации θ уменьшается. Изменение коэффициента деформационного упрочнения $d\theta/d\lambda = \eta$ в процессе деформации в научной литературе принято называть скоростью деформационного упрочнения или скоростью упрочнения [9,10]. Зависимость $\eta - \lambda$ дает дополнительную информацию о механизмах развития пластической деформации в объеме материала. $d\theta/d\lambda$, как правило, меньше нуля, т.е. с увеличением деформации скорость деформационного упрочнения по абсолютной величине уменьшается. Для удобства на графиках зависимость $\eta - \lambda$ будем изображать с противоположным, т.е. с положительным, знаком.

3. Исследование упрочнения литой аустенитной стали 60X24АГ16

3.1. Одноосное растяжение

Диаграмма растяжения литого сплава 60X24АГ16 при скорости движения траверсы машины Instron 5582 $v = 0.3 \text{ mm/min}$ представлена на рис. 2. Сплошной линией обозначен результат цифровой записи эксперимента. На цифровую запись диаграммы (непрерывная кривая) наложен результат полиномиального усреднения данной диаграммы (штриховая кривая). Видно, что наблюдается хорошее практическое совпадение качественных и количественных характеристик усредненной и экспериментальной диаграмм.

При заданных размерах образца временное сопротивление разрыву литой стали равно $\sigma_b = 987 \text{ МПа}$, что существенно выше предела прочности конструкционной

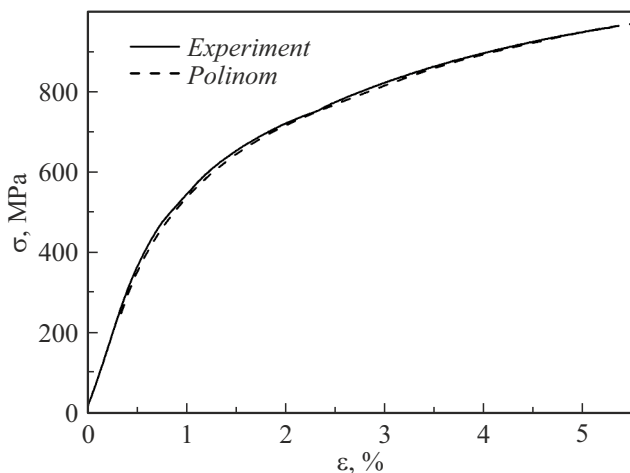


Рис. 2. Диаграмма растяжения литой стали 60X24АГ16.

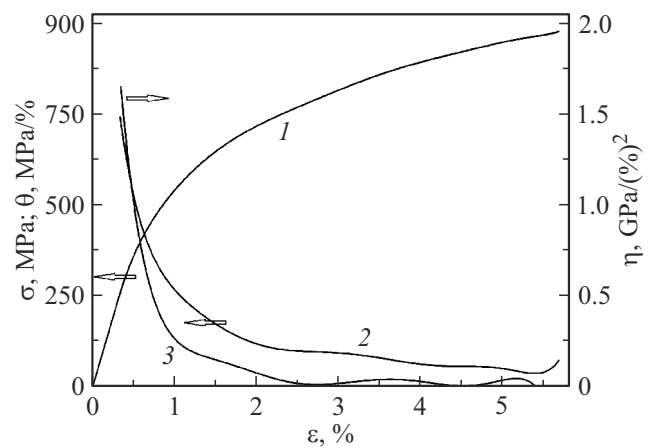


Рис. 3. Зависимости напряжения σ (1), упрочнения θ (2) и скорости упрочнения η (3) от деформации ε .

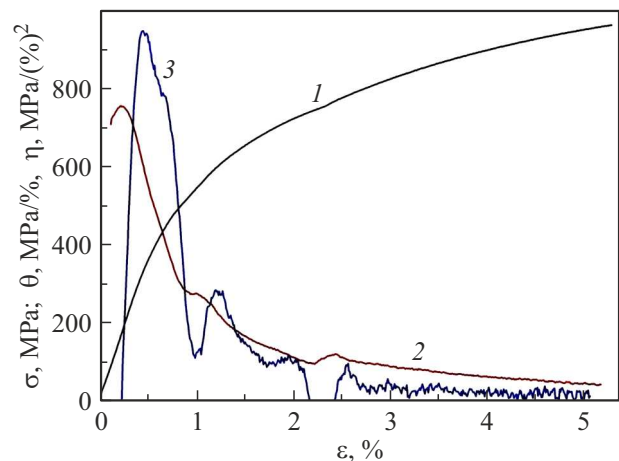


Рис. 4. Зависимости напряжения σ (1), упрочнения θ (2) и скорости упрочнения η (3) от деформации ε [8].

стали 45 (640 МПа, нагартованный прокат) [11]. Данная сталь при одноосном растяжении испытывает пластическую деформацию $\varepsilon_p = 4.5 \pm 0.8\%$, что составляет $\approx 75\%$ полной деформации образца [7].

На рис. 3 приведены зависимости от степени деформации напряжения σ , θ и η , полученные в результате обработки экспериментальной диаграммы деформации материала по изложенному выше алгоритму. В соответствии с приведенным рисунком единицей измерения для θ является величина $\text{Pa}/\%$, а для η величина $\text{Pa}/(\%)^2$. Единицей измерения деформации в данном случае является относительная величина $\Delta\lambda = \varepsilon = \Delta l/l_0$, где $l_0 = 48 \text{ mm}$ — длина рабочей части образца и Δl — приращение длины образца в процессе деформации. Диаграмма деформации содержала 593 точки. На рис. 4 для сравнения приведены подобные зависимости, полученные по методике, предложенной в работе [8], где отношение $\Delta P/\Delta\lambda$ в какой-либо точке диаграммы определяли по разнице значений ε через 25 точек. Видно,

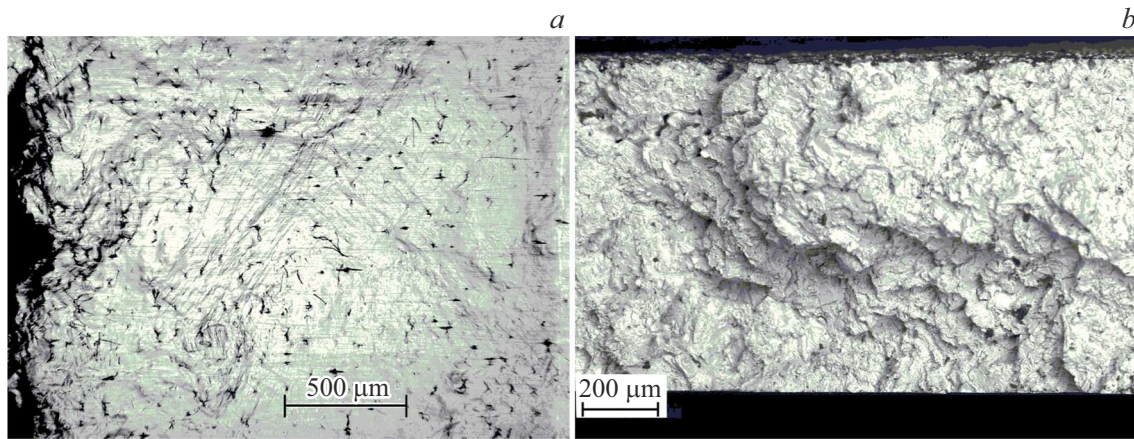


Рис. 5. Металлографическая картина лицевой поверхности образца вблизи места разрушения (а) и поверхность разрушения в поперечном сечении образца (b).

что несмотря на большой интервал между точками на кривой $\sigma - \varepsilon$, разброс точек на кривых $\theta - \varepsilon$ и $\eta - \varepsilon$ остается существенным.

Аналитическое усреднение диаграммы деформации (рис. 3) полностью исключает разброс точек. Интервал деформации, в пределах которого находятся характеристики $\theta = \Delta\sigma/\Delta\varepsilon$ и $\eta = \Delta\theta/\Delta\varepsilon$, остается практически неизменным. Для η он сокращается всего на 0.3%, в то время, как по методике [8] он уменьшается на 8.4%.

На стадии упругой деформации коэффициент деформационного упрочнения максимален и равен $\theta_{\max} = 742 \text{ МПа}/\%$. Начало стадии пластической деформации фиксируется при напряжении $\sigma_0 = 251 \text{ МПа}$, которое определяется с высокой точностью (не превышающей 0.01% пластической деформации). Это значение в 3 раза меньше временного сопротивления разрыву образца $\sigma_b = 976 \text{ МПа}$ и в 2 раза ниже инженерного предела текучести $\sigma_{0.2} = 513 \text{ МПа}$.

Согласно зависимости $\theta - \varepsilon$ (рис. 3, кривая 2), уменьшение скорости деформационного упрочнения в процессе деформации происходит в две стадии. На начальной стадии (до $\varepsilon = 2.5\%$) происходит сначала резкое, затем более плавное, уменьшение θ от 742 до 100 МПа/%. Далее происходит медленное уменьшение скорости деформационного упрочнения от 100 до 35 МПа/%, соответствующего моменту разрушения.

Скорость упрочнения $\eta = \Delta\theta/\Delta\varepsilon$ изменяется тоже в две стадии (рис. 3, кривая 3). На первой стадии (до $\varepsilon = 2.5\%$) происходит падение η от максимального значения $\eta_{\max} = 1.65 \text{ ГПа}/(\%)^2$ до нуля. Далее вплоть до разрушения η остается практически в пределах нулевых значений. Это означает, что в данном интервале уменьшение θ происходит по линейному закону.

На рис. 5 приведена металлографическая картина рельефа лицевой поверхности (рис. 5, а) и поверхности разрушения в сечении разрушенного образца (рис. 5, б).

По всей рабочей длине образца деформация распределяется макро однородно (рис. 5, а).

О пластической деформации можно судить только по тонким следам скольжения, ориентированных под углом 45° к оси растяжения. На лицевой поверхности образца присутствует множество микротрещин. Заметного уменьшения сечения образца в зоне разрушения нет (рис. 5, б). Несмотря на присутствие пластической деформации, признаков вязкого разрушения не наблюдается. Картина рельефа поверхности на рис. 5, б свидетельствует о сдвиговом характере разрушения.

3.2. 3-точечный прогиб

Представляет интерес определить сходство и отличие рассмотренных зависимостей при смене режима растяжения на режим 3-точечного прогиба. Расположение образца на опорах представлено на рис. 1. Особенность испытаний на 3-точечный прогиб заключается в том, что напряженно-деформированное состояние образца с самого начала нагружения является неоднородным [8,12]. Слои материала, прилегающие к точке приложения силы, испытывают сжатие, а слои с противоположной стороны испытывают растяжение.

В случае 3-точечного прогиба мерой деформации является величина прогиба образца $\Delta l = \Delta l$. Опыт показал, что наблюдается хорошее совпадение экспериментальной и полиномиальной диаграмм нагружения $P - \Delta l$.

Начало стадии пластической деформации фиксируется при нагрузке $P_0 = 520 \text{ N}$, что значительно меньше предельной нагрузки материала $P_{\max} = 2.547 \text{ kN}$. При этом неупругая деформация составляет $\approx 70\%$ по отношению к полной. Таким образом, в момент разрушения упругая деформация довольно значительна. На стадии упругой деформации коэффициент деформационного упрочнения максимален и равен $\theta_{\max} \approx 3.0 \text{ kN}/\text{mm}$.

На рис. 6 приведены зависимости от Δl упрочнения θ и скорости упрочнения η . В условиях 3-точечного

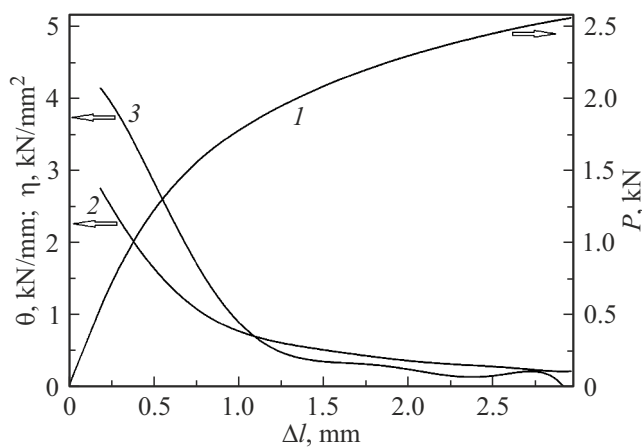


Рис. 6. Зависимости механических характеристик литой стали 60X24AG16 от деформации в режиме 3-точечного прогиба. 1 — нагрузка P , 2 — упрочнение θ , 3 — скорость упрочнения η .

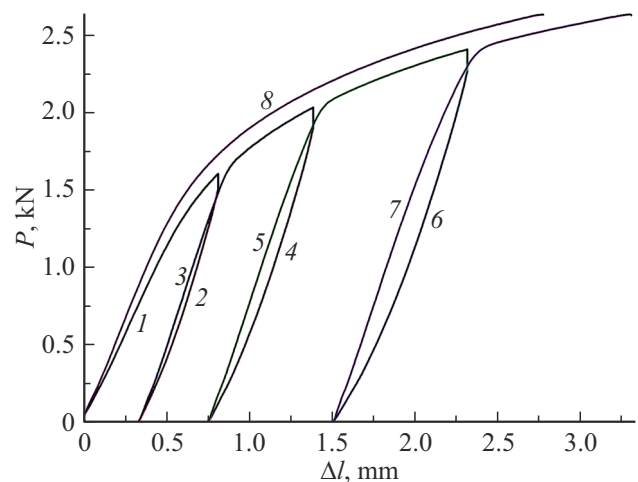


Рис. 8. Экспериментальные диаграммы циклического нагружения. 1, 3, 5, 7, 8 — нагружение; 2, 4, 6 — разгрузка.

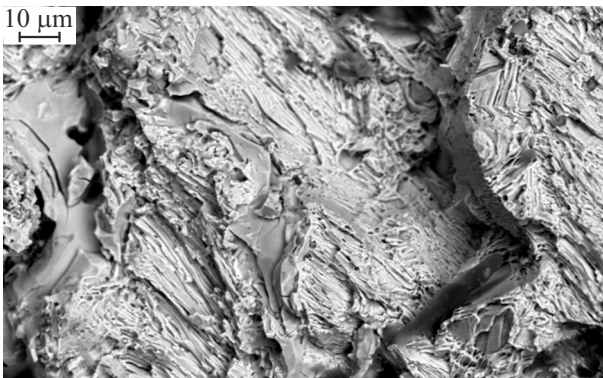


Рис. 7. Поверхность разрушения образца, испытанного 3-точечным прогибом (РЭМ).

прогиба данные кривые имеют особенности, которые аналогичны случаю одноосного растяжения (рис. 3).

Началу пластического течения соответствует максимальное значение скорости упрочнения $\eta_{\max} = 4.126 \text{ kN/mm}^2$.

Разрушение образцов и в случае 3-точечной деформации тоже происходит хрупко. Следы вязкого разрушения отсутствуют (рис. 7).

3.3. 3-точечный прогиб, циклическое нагружение

Дополнительную информацию о механизмах деформационного упрочнения литой стали 60X24AG16 дает эксперимент по циклическому нагружению образца в режиме 3-точечного прогиба. На рис. 8 представлена экспериментальная диаграмма деформации образца, который испытал циклическое нагружение. Нагрузку и разгрузку осуществляли с одинаковой скоростью $v = 0.3 \text{ mm/min}$. Образец сначала нагрузили до $P_1 = 1600 \text{ N}$ (кривая 1),

затем после небольшой паузы (10–12 s) полностью разгрузили (кривая 2). Далее аналогичным образом получили кривые нагрузки и разгрузки данного образца, который нагружали до $P_2 = 2027.0 \text{ N}$ (кривые 3 и 4), затем до $P_3 = 2401.27 \text{ N}$ (кривые 5 и 6). При следующем нагружении образец разрушился при нагрузке $P_f = 2524.94 \text{ N}$ (кривая 7). На рис. 8 представлена также кривая 8 для образца, испытанного без предварительной деформации до разрушения $P_f = 2623.53 \text{ N}$.

Характерный вид разгрузочных кривых 2, 4 и 6 объясняется следующими причинами. Во время переключения „нагрузка-разгрузка“ в течение 10–12 s, когда образец находится в режиме ползучести, происходит падение нагрузки. Следовательно, пластическая деформация образца продолжается. Она, по-видимому, продолжается и на начальном этапе разгрузки образца. С другой стороны, на рис. 8 видно, что в процессе разгрузки в других локальных объемах образца происходит частичный возврат пластической деформации. Очевидно, что на разгрузочной траектории есть точка, соответствующая моменту, когда вклад неупругой деформации в прямом направлении уравнивается неупругой деформацией в противоположном направлении. В данной точке наклон касательной параллелен прямой упругого нагружения. Частичный возврат неупругой деформации образца увеличивается по мере увеличения силы P_s на старте разгрузки.

3.4. Влияние предварительной деформации

На рис. 9 приведены диаграммы 1–3 без стадии упругой деформации после предварительного нагружения до 1600, 2027 и 2401 N соответственно, начиная со старта пластической деформации P_s . Для сравнения представлена и диаграмма 4, которая была доведена до разрушения без предварительной деформации. Видно, что предварительная деформация существенно увели-

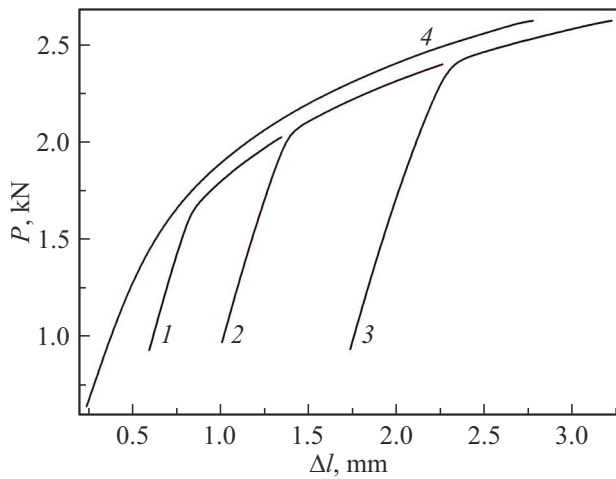


Рис. 9. Диаграммы деформации без упругой стадии в полиномиальном представлении: 1–3 — после предварительной деформации; 4 — без предварительной деформации.

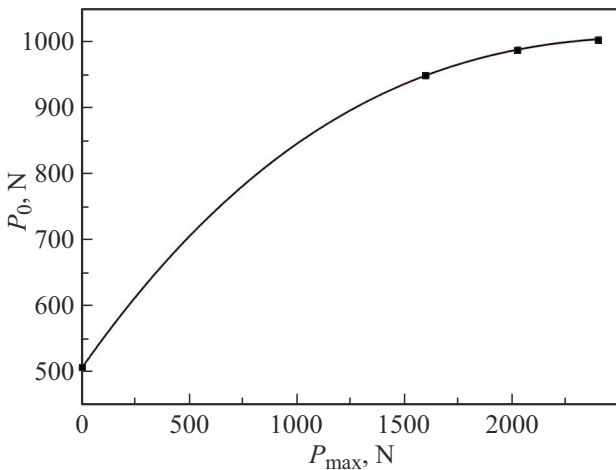


Рис. 10. Зависимость начала пластической деформации P_0 от предварительной нагрузки P_{\max} .

чивает момент старта стадии пластической деформации P_s . Существенное увеличение наблюдается сразу после первого нагружения до 1600 N (кривая 1). Повторное нагружение уже не приводит к значительному росту величины P_s (кривые 2 и 3). Это согласуется с результатами работ [13–16], где отмечается, что даже при 2% предварительном деформировании наблюдается заметное упрочнение TRIP-стали.

Рис. 10 наглядно иллюстрирует зависимость старта пластической деформации P_0 от предварительной нагрузки P_{\max} . Четыре экспериментальные точки позволяют представить функциональную зависимости $P_0 \approx f(P_{\max})$ в виде полинома 3-й степени. Существенное упрочнение от ≈ 500 до ≈ 950 N произошло сразу после первого нагружения до $P_{\max} = 1600$ N, когда пластическая деформация составила не более 7% полной пластической деформации образца.

В процессе разгрузки, как показано на рис. 8, происходит частичный возврат пластической деформации. После нагружения образца до $P_3 = 2401$ N неупругий возврат равен $\Delta l_b = 0.146$ mm что составляет 7.8% полной пластической деформации образца.

На рис. 11 представлены зависимости от предварительной нагрузки двух характеристик кривых разгрузки, а именно начала P_b и величины Δl_b возврата пластической деформации.

Данные величины существенно растут по мере увеличения предварительной нагрузки не по линейному закону. Все три экспериментальные точки хорошо укладываются на кривую полиномиальной зависимости второй степени.

На рис. 12 приведены зависимости коэффициента деформационного упрочнения от прогиба Δl для предварительно нагруженного образца (кривые 1–3) и образца

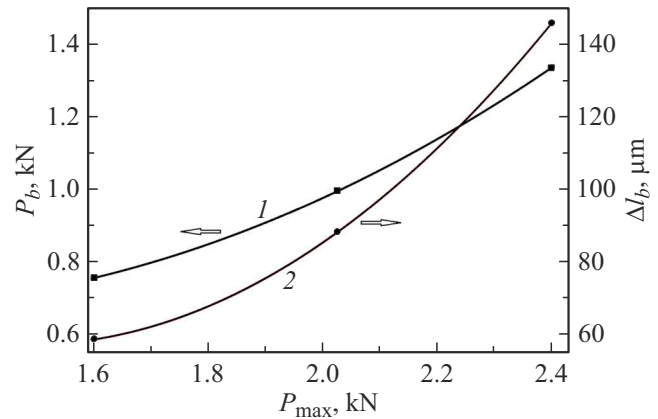


Рис. 11. Зависимости начала P_s (1) и величины Δl_b (2) возврата пластической деформации от предварительной нагрузки образца P_{\max} .

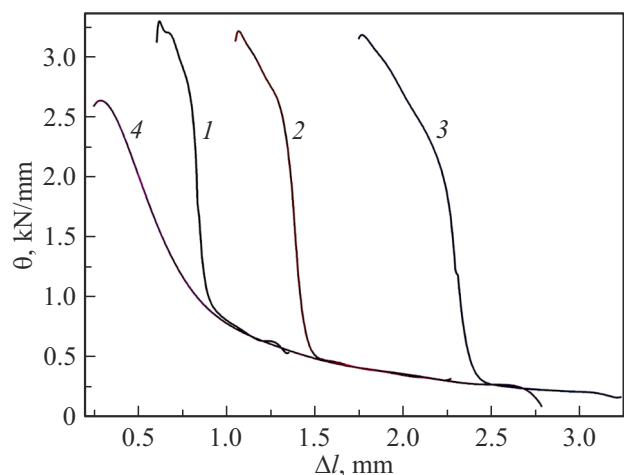


Рис. 12. Зависимости скорости упрочнения от деформации образца: 1–3 — после предварительного нагружения до 1600, 2027 и 2401 N соответственно; 4 — без предварительной деформации.

без предварительной деформации (кривая 4). Видно, что после предварительной деформации качественно меняется начальная стадия зависимости $\theta - \Delta l$. Вместо стадии плавного уменьшения скорости упрочнения появляется две стадии. Плавное уменьшение скорости упрочнения на начальной стадии быстро переходит во вторую стадию с высокой скоростью упрочнения. Однако очень скоро зависимость $\theta - \Delta l$ возвращается на уровень, характерный для образца без предварительного нагружения.

Несмотря на малую пластичность литой сплав 69X24AG16, благодаря высокой прочности, характеризуется хорошей трещиностойкостью. Согласно [17], для данного сплава коэффициент интенсивности напряжения равен $K_{Ic} \approx 30 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

4. Обсуждение

В настоящей работе впервые применен метод, позволяющий с большой точностью определять характеристики деформационного упрочнения малоупругих металлов и сплавов, такие как скорость и ускорение деформационного упрочнения. Начало неупругой стадии деформации определяется с точностью 0.008%.

Данным методом исследованы закономерности деформационного упрочнения литого сплава 60X24AG16.

Показано, что при малой пластичности, не превышающей 5%, сплав обладает высокой прочностью и трещиностойкостью. Временное сопротивление разрыву достигает значения $\sigma_b = 987 \text{ МПа}$, а коэффициент интенсивности напряжений равен $K_{Ic} \approx 30 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Независимо от режима нагружения (растяжение, трехточечный прогиб) зависимости скорости θ и ускорения η деформационного упрочнения имеют две стадии. На первой стадии происходит быстрый и плавный переход от высоких значений к низким. Далее наступает вторая стадия, где уменьшение данных характеристик происходит медленно. Подобное поведение коэффициента деформационного упрочнения наблюдаются в TRIP-сталях [10,18].

Характерной особенностью данного сплава является макроднородное развитие пластической деформации, препятствующее формированию шейки. Заметного уменьшения сечения образца в зоне разрушения нет. Несмотря на присутствие пластической деформации, видимых признаков вязкого разрушения при увеличении (рис. 7, РЭМ) на поверхности разрушения не наблюдается. Картина рельефа поверхности свидетельствует о сдвиговом характере разрушения. В процессе деформации происходит равномерное зарождение микротрещин.

Высокое деформационное упрочнение сплавов с остаточным аустенитом (TRIP-сталей), связывают с фазовым преобразованием γ -фазы с ГЦК решеткой к фазам ϵ и α' с кристаллическими структурами ГПУ и ОЦК соответственно [11]. Мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение,

вызванное локальным напряжением, приводит к снижению концентрации напряжений, повышению скорости деформационного упрочнения и обеспечению равномерной деформации с последующим повышением прочности, ударной вязкости и пластичности [13]. Пластическая деформация распространяется подобно полосе Людерса в малоуглеродистых сталях [1,6,19]. Переход мягкой фазы аустенита к твердой и прочной фазе мартенсита существенно препятствует развитию пластических сдвигов по всему объему образца. Материал приобретает способность к сильному деформационному упрочнению. Процессы сильного деформационного упрочнения в основном определяют начальную стадию характеристик θ и η . Полученные данные позволяют сделать предположение о наличии плоских скоплений дислокаций перед препятствиями в виде прослоек мартенсита на границах зерен [10,11].

Переход к стадии слабого изменения скорости деформационного упрочнения обычно связывают со сложностью зарождения α' -мартенсита и легкостью поперечного скольжения дислокаций при более высоких внешних нагрузках [10,11]. С увеличением внешней нагрузки происходит активация новых систем скольжения и обширное образование дефектов упаковки в аустените. В работе [11] показано, что процесс последовательного образования дефектов упаковки сопровождается образованием ϵ -мартенсита.

Согласно [10], деформация, связанная только с перестройкой решетки при фазовом превращении $\gamma \rightarrow \alpha'$ для стали, содержащей 5–15% остаточного аустенита составляет всего 0.75–2.25%. Можно полагать, что в литой стали 60X24AG16 остаточного аустенита немного. Поэтому должна быть мала и пластическая деформация, обусловленная лишь фазовым превращением метастабильного аустенита в мартенсит [6]. Однако именно этот механизм способствует сильному локальному упрочнению и препятствует ранней локализации деформации. Механические свойства литой стали в основном определяются механизмом деформационного упрочнения, обусловленным мартенситным превращением, а не дислокационным скольжением [8]. В работах [11] показано, что на данной стадии высокие значения скорости деформационного упрочнения связаны с образованием на границах ферритных зерен ϵ -мартенсита и α' -мартенсита, где скопления дислокаций блокируются атмосферами Ломера-Коттрелла.

Дополнительные сведения дают эксперименты по циклическому нагружению стержня квадратного сечения методом 3-точечного прогиба. Обнаружено, что в процессе разгрузки происходит частичный возврат неупругой деформации. Предварительная пластическая деформация всего на 0.3% приводит к сильному деформационному упрочнению материала.

Возврат пластической деформации в процессе разгрузки может быть обусловлен тем, что происходит обратное движение дислокаций в скоплениях перед препятствиями [20]. Кроме того, нельзя исключать и вклада

от частичного, или полного схлопывания микротрещин, возникших при предварительной деформации.

Выводы

Проведенные исследования показали, что литой сплав 60X24AГ16 является полноценным конструкционным материалом с высокими показателями деформационного упрочнения, прочности и трещиностойкости.

Результаты, полученные на примере литого сплава 60X24AГ16, могут быть использованы в экспериментах, а также в теоретических моделях и численных расчетах механических свойств малопластичных материалов для более точного прогнозирования поведения аустенитных нержавеющей TRIP-сталей.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов

Список литературы

- [1] M. Kucharska, S. Wiewiórowska, J. Michalczyk. A. Gontarz. *Materials*, **13** (5769), 1 (2020). DOI: 10.3390/ma13245769
- [2] R.R. Magalhães, F.S. Costab, B.M. Gonzalezc. *Mater. Res.*, **22** (4), e20190088 (2019). DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2019-0088
- [3] B.C. De Cooman. *Current Opinion in Solid State and Mater. Sci.*, **8**, 285 (2004). DOI: 10.1016/j.cossms.2004.10.002
- [4] A. Petrov. High-strength TRIP or PNP steels. <https://heattreatment.ru/vysokoprochnye-trip-trip-ili-pnp-stali.html>
- [5] N. Lun, D.C. Saha, A. Macwan, H. Pan, L. Wang, F. Goodwin, N. Zhou. *Mater. Design*, **131**, 450 (2017). DOI: 10.1016/j.matdes.2017.06.037
- [6] F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella, D.G. Jones, P. Brown. *Mater. Sci. Technol.*, **18** (3), 279 (2002). DOI: 10.1179/026708301225000725.
- [7] E.E. Deryugin, N.A. Narkevich, Yu.F. Gomorova. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, **65** (12), 879 (2022). DOI: 10.17073/0368-0797-2022-12-879-886
- [8] E.E. Deryugin, I.V. Vlasov, Yu.F. Gomorova. *Russ. Phys. J.*, **66** (12), 1242 (2024). DOI: 10.1007/s11182-023-03068-y
- [9] N. Saenarjhana, J.-H. Kanga, S. Ch. Lee, S.-J. Kim. *Mater. Sci. Eng. A*, **679**, 531 (2017). DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.062
- [10] P. Spätig, R. Schäublin, M. Victoria. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 683E, 1 (2001). DOI: 10.1557/PROC-679-BB1.10
- [11] GOST 11050-88. *Interstate standard. Long-rolled products, calibrated, with special surface finishing, made of high-quality carbon structural steel* (M.: IPK Standards Publishing House, 2003)
- [12] М.Н. Гребенников, Н.И. Пекельный. *Геометрические характеристики плоских сечений учебное пособие* (Нац. аэрокосм. ун-т им. Н.Е. Жуковского „Харьк. авиац. ин-т“, Харьков, 2015), с. 92.
- [13] A. Barcellona, L. Cannizzaro, D. Palmeri. *Key Engineer. Mater.*, **344**, 71 (2007).
- [14] G. Sanyal. *Modern Approaches on Mater. Sci.*, **5** (3), 705 (2023). DOI: 10.32474/MAMS.2023.05.000211
- [15] E. Billur, S. Karabulut, I. Yılmaz. *Hittite J. Sci. Eng.*, **5** (3), 231 (2018). DOI: 10.17350/HJSE19030000100
- [16] K. Davut. *Relation between Microstructure and Mechanical Properties of a Low-alloyed TRIP steel* (Shaker Verlag, Aachen, 2013), p. 129.
- [17] E.E. Deryugin, A.V. Pazhin. *Russ. Phys. J.*, **66** (12), 1270 (2024). DOI: 10.1007/s11182-023-03072-2
- [18] P. Behjati, A. Najafizadeh, A. Kermanpur. *Mater. Sci. Technol.*, **27** (12), 1828 (2011). DOI: 10.1179/1743284710Y.0000000040
- [19] H.K.D.H. Bhadeshia. *Bainite in steels. Theory and practice. Third edition* (University of Cambridge and Postech, 2015), p. 589. DOI: 10.1201/9781315096674
- [20] Дж. Хирт, И. Лоте. *Теория дислокаций* (Атомиздат, М., 1972), с. 600. [Перев. с англ. Под ред. Э.М. Надгорного, Ю.А. Осипьяна]