

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.319

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СТАЛЬНЫХ ПЛАСТИНАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ НА ЖЕСТКОЙ ПОДЛОЖКЕ

© 2023 г. И. Д. Карпов^а, В. Т. Эм^{а, *}, С. А. Рылов^а, С. Ю. Иванов^б, Е. В. Земляков^б, К. Д. Бабкин^б

^аНИЦ “Курчатовский институт”, пл. Академика Курчатова, 1, Москва, 123182 Россия

^бСПбГМТУ, просп. Маршала Жукова, 38-а, Санкт-Петербург, 190121 Россия

*e-mail: vtem9@mail.ru

Поступила в редакцию 01.03.2023 г.

После доработки 01.04.2023 г.

Принята к публикации 07.04.2023 г.

Методом дифракции нейтронов проведено исследование остаточных напряжений в пластинах из коррозионностойкой мартенситной стали AISI 410 (в мас. % 0.15C, 13Cr, <1Mn, <1Si, основа Fe), полученных путем прямого лазерного выращивания. Пластины выращивались на жестких подложках, которые обычно используются на практике при производстве крупногабаритных деталей. Показано, что в пластинах разной толщины (2.4 и 7.2 мм) и одинакового размера по длине и ширине (70 × 30 мм) кривые распределения напряжений по форме имеют большое сходство, однако напряжения в пластине толщиной 7.2 мм ниже, чем в пластине толщиной 2.4 мм. В обеих пластинах (2.4/7.2 мм) максимальные растягивающие нормальные напряжения (~450/350 МПа) образуются вблизи боковых ребер у подложки. Максимальные растягивающие продольные напряжения (~400/250 МПа) образуются в средней части пластины вблизи верхнего ребра. В средней части пластины толщиной 7.2 мм имеется распределение напряжений по толщине: напряжения вблизи боковых поверхностей выше, чем в середине толщины. При приближении к ребрам пластины распределение по толщине становится более однородным. Характер распределения напряжений в пластинах, полученных методом прямого лазерного выращивания, сильно зависит от жесткости подложки и в меньшей степени от материала и технологии выращивания.

Ключевые слова: дифракция нейтронов, остаточные напряжения, аддитивные технологии, прямое лазерное выращивание, сталь AISI 410

DOI: 10.31857/S0015323023600326, **EDN:** OLJRLO

ВВЕДЕНИЕ

Прямое лазерное выращивание (ПЛВ) является перспективной технологией аддитивного производства при изготовлении крупногабаритных изделий сложной геометрической формы [1]. Изделия формируются из металлического порошка, подаваемого сжатой газопорошковой струей непосредственно в зону воздействия лазерного излучения. Небольшие размеры зоны плавления, высокие скорости нагрева и охлаждения и большие градиенты температур при формировании слоев приводят к образованию больших (близких к пределу текучести материала) остаточных напряжений в полученных деталях. Эти напряжения могут привести к деформированию деталей в процессе их изготовления и преждевременному выходу из строя при эксплуатации [2–5]. Поэтому экспериментальные данные о распределении напряжений в полученных изделиях крайне важны для понимания закономерностей образования

остаточных напряжений и разработки технологий производства и последующей термообработки, нацеленных на уменьшение остаточных напряжений. Экспериментальные данные необходимы также для верификации различных расчетных моделей остаточных напряжений.

В связи с малой проникающей способностью рентгеновских лучей в металлах (в стали ~20 мкм) рентгеновский метод измерения напряжений дает информацию о напряжениях на поверхности. Проникающая способность нейтронов в большинстве металлов значительно выше (в стали ~50 мм), поэтому нейтронный метод позволяет измерить напряжения в глубине образца. Нейтронный метод широко используется для исследования образцов, изготовленных с помощью аддитивных технологий, в том числе образцов в виде пластин [6–17]. Например, в работах [6–9] нейтронным методом исследовали распределение напряжений в пластинах из сталей AISI 410 и 316L, получен-

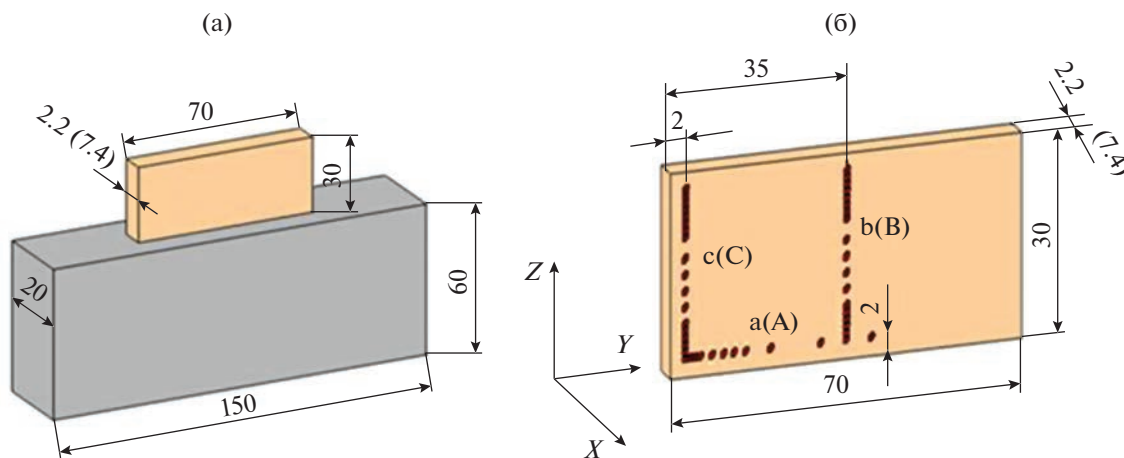


Рис. 1. Прямоугольные пластины из нержавеющей стали AISI 410 толщиной 2.2 (7.4), изготовленные методом прямого лазерного выращивания на жесткой подложке (а); схема измерений в горизонтальном сечении а (А) на высоте 2 ($Z = 2$) от подложки и в вертикальных сечениях b (В) в середине ($Y = 35$) и с (С) вблизи ребра ($Y = 2$) в пластине толщиной 2.4 (7.4) (б). Размеры даны в миллиметрах.

ных методом ПЛВ. В этих работах так же, как и в работах [10–14], все образцы были выращены на гибкой подложке. В то же время, при производстве крупногабаритных изделий обычно используется жесткая подложка, чтобы уменьшить деформацию детали при выращивании. В работах [15–17] экспериментально, методом дифракции нейтронов, и теоретическими расчетами, методом конечных элементов, было показано, что распределение напряжений в пластинах из сплава Ti–6Al–4V, выращенных методом ПЛВ на жесткой подложке, кардинально отличается от распределения напряжений в пластинах, выращенных на гибкой подложке.

В данной работе ставилась цель исследовать распределение остаточных напряжений в модельных образцах в виде пластин из коррозионностойкой мартенситной стали AISI 410, полученных методом ПЛВ на жесткой подложке по технологии, имитирующей технологию производства тонкостенных крупногабаритных деталей, и сравнить полученные данные с результатами исследований пластин, выращенных методом ПЛВ из различных материалов на различных подложках.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Приготовление образцов. В Институте лазерных и сварочных технологий СПбГМТУ методом прямого лазерного выращивания были получены две пластины размерами $2.2 \times 30 \times 70$ и $7.4 \times 30 \times 70$ мм из стали AISI 410 (в мас. % 0.15C, 13Cr, <1Mn, <1Si, <0.045P, <0.03S, основа Fe) на жестких массивных подложках из той же стали размерами $20 \times 60 \times 150$ мм (рис. 1а).

Мощность излучения волоконного лазера при изготовлении пластин составляла 1.6 кВт при заданной ширине луча в 1.0 мм и амплитуде колебания 1.25 мм. Скорость выращивания слоя составляла 30 мм/с. Для имитации технологии выращивания крупногабаритного изделия образец пассивно охлаждали до 80°C после каждого прохода лазера. Механическую обработку образца не проводили.

В пластине толщиной 2.2 (здесь и далее размеры даны в миллиметрах) каждый горизонтальный слой наплавлялся на предыдущий слой за один проход лазера, а в пластине толщиной 7.4 каждый горизонтальный слой был выращен за три прохода лазера.

Измерение напряжений нейтронным методом. Нейтронный метод измерения напряжений основан на дифракции нейтронов и в настоящее время является мощным инструментом исследования деформационно-напряженного состояния в массивных материалах, имеющих кристаллическую структуру [18, 19]. Метод имеет международный стандарт ISO 21432:2019 [20]. Внутренние напряжения в материалах вызывают изменение межплоскостных расстояний в кристаллической решетке, что, в свою очередь, приводит к смещению положений дифракционных пиков относительно их положений в недеформированном материале. Метод основан на точном определении разницы положений дифракционного пика для ненапряженного и напряженного материала.

Деформации рассчитываются по формуле:

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -\operatorname{ctg} \theta_0 (\theta - \theta_0),$$

где d и d_0 — межплоскостные расстояния, θ и θ_0 — брэгговские углы дифракции для напряженного и ненапряженного материала соответственно.

В эксперименте с помощью кадмиевых диафрагм (кадмий хорошо поглощает тепловые нейтроны), находящихся в падающем и рассеянном нейтронном пучке, в образце выделяется сравнительно маленький пробный объем (ПО), от которого измеряется дифракция. В результате измерений определяются деформации/напряжения, усредненные по ПО. Перемещая образец и совмещая точку, в которой нужно измерить напряжения, с центром ПО, можно измерить распределение напряжений в объеме образца.

В каждой экспериментальной точке проводится измерение трех компонент деформации вдоль трех взаимно перпендикулярных главных направлений в образце (рис. 1б): X — поперечном, Y — продольном и Z — нормальном. Затем, с помощью обобщенного закона Гука, рассчитываются компоненты напряжения:

$$\sigma_i = \frac{E[(1-2\nu)\varepsilon_i + \nu(\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z)]}{(1+\nu)(1-2\nu)},$$

где $i = X, Y, Z$. Отметим, что для расчетов нужно использовать дифракционные упругие постоянные E_{hkl} и ν_{hkl} для тех плоскостей (hkl), которые использовались при измерении деформаций.

Измерения остаточных напряжений проводили на нейтронном дифрактометре “СТРЕСС”, установленном на горизонтальном канале исследовательского реактора ИР-8 в НИЦ “Курчатовский институт” [21, 22]. Измеряли наименее чувствительный к микронапряжениям, рекомендованный для измерения напряжений [18], дифракционный пик (211) объемно-центрированной тетрагональной решетки нержавеющей стали AISI 410 на угле дифракции $(2\theta) \sim 82.8^\circ$ при длине волны нейтронов $\lambda = 1.55 \text{ \AA}$.

В пластине толщиной 2.2 измерения проводили в точках, расположенных вдоль линий в середине толщины пластины в трех сечениях (рис. 1б): а — горизонтальном сечении, параллельном оси Y , на расстоянии 2 от края подложки ($Z = 2$); двух вертикальных сечениях, параллельных оси Z , б — в центре пластины ($Y = 35$) и с — на расстоянии 2 от бокового ребра ($Y = 2$). Измерения проводили с ПО $1 \times 1 \times 1$. Для улучшения статистики зерен, дающих вклад в дифракционный пик, и уменьшения влияния размеров зерен применяли осцилляцию образца [19]: при измерениях в каждой точке пластину поворачивали относительно ее исходного положения на угол $\pm 4^\circ$ с шагом 0.5° . Это позволило получить эффективный ПО 17 мм^3 .

В пластине толщиной 7.4 измерения проводили в тех же сечениях (А, В, С), что и в пластине толщиной 2.2 (рис. 1б), вдоль трех линий, расположенных в середине толщины пластины и на

глубине 1.7 от поверхностей. Измерения проводили с ПО $2 \times 2 \times 2$. При осцилляции пластину поворачивали относительно ее исходного положения на угол $\pm 2.5^\circ$ с шагом 0.5° . Эффективный ПО при измерении одной точки составил 88 мм^3 . Значения напряжений, усредненных по толщине пластины, получали суммированием результатов измерений трех точек по глубине. При этом эффективный ПО составил 264 мм^3 .

В данных экспериментах статистическая погрешность определения деформаций была $\sim 50 \text{ мк}$ ($1 \text{ мк} = 10^{-6}$), что соответствовало погрешности в определении напряжений $\sim 20 \text{ МПа}$.

Пластину толщиной 2.2 можно рассматривать как тонкую пластину, в которой толщина значительно меньше, чем два других размера. В тонких пластинах поперечная компонента напряжений близка к нулю и реализуется двухосное напряженное состояние. Поэтому, по измеренным значениям трех компонент деформаций $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$, из условия равенства нулю поперечной компоненты напряжений $\sigma_{yi} = 0$, определяли межплоскостные расстояния d_{0i} и компоненты напряжений σ_{xi}, σ_{zi} в каждой измеренной точке i . Был рассмотрен также вариант, когда для каждой точки в качестве d_0 было выбрано среднее значение межплоскостных расстояний d_{0i} , полученных в каждой точке из условия $\sigma_{yi} = 0$, во всех трех сечениях а, б, с. Расчеты показали, что различие в величинах напряжений, полученных двумя способами, менее 50 МПа. Ниже приводятся результаты, полученные с использованием среднего значения d_0 . Это же значение d_0 использовалось для пластин толщиной 7.4. Расчеты показали, что различие между средними значениями d_0 , полученными для пластин толщиной 2.2 и 7.4, приводит к изменению напряжений менее 20 МПа. Это свидетельствует в пользу того, что в пластине толщиной 7.4 поперечная компонента также близка к нулю.

При расчете напряжений использовались значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона стали AISI 410 для плоскостей (211) [6]: $E_{211} = 215 \text{ ГПа}$, $\nu_{211} = 0.33$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Распределение напряжений в пластинах толщиной 2.2 и 7.4 в трех сечениях приведены на рис. 2. В пластине толщиной 7.4 приведены усредненные по толщине напряжения, полученные суммированием трех измерений по глубине.

Распределение напряжений вдоль продольного направления (Y) в горизонтальном сечении на высоте 2 ($Z = 2$) от подложки (рис. 2а, А). Максимальные нормальные растягивающие напряжения в пластине толщиной 2.2 ($\sim 450 \text{ МПа}$) сосредоточе-

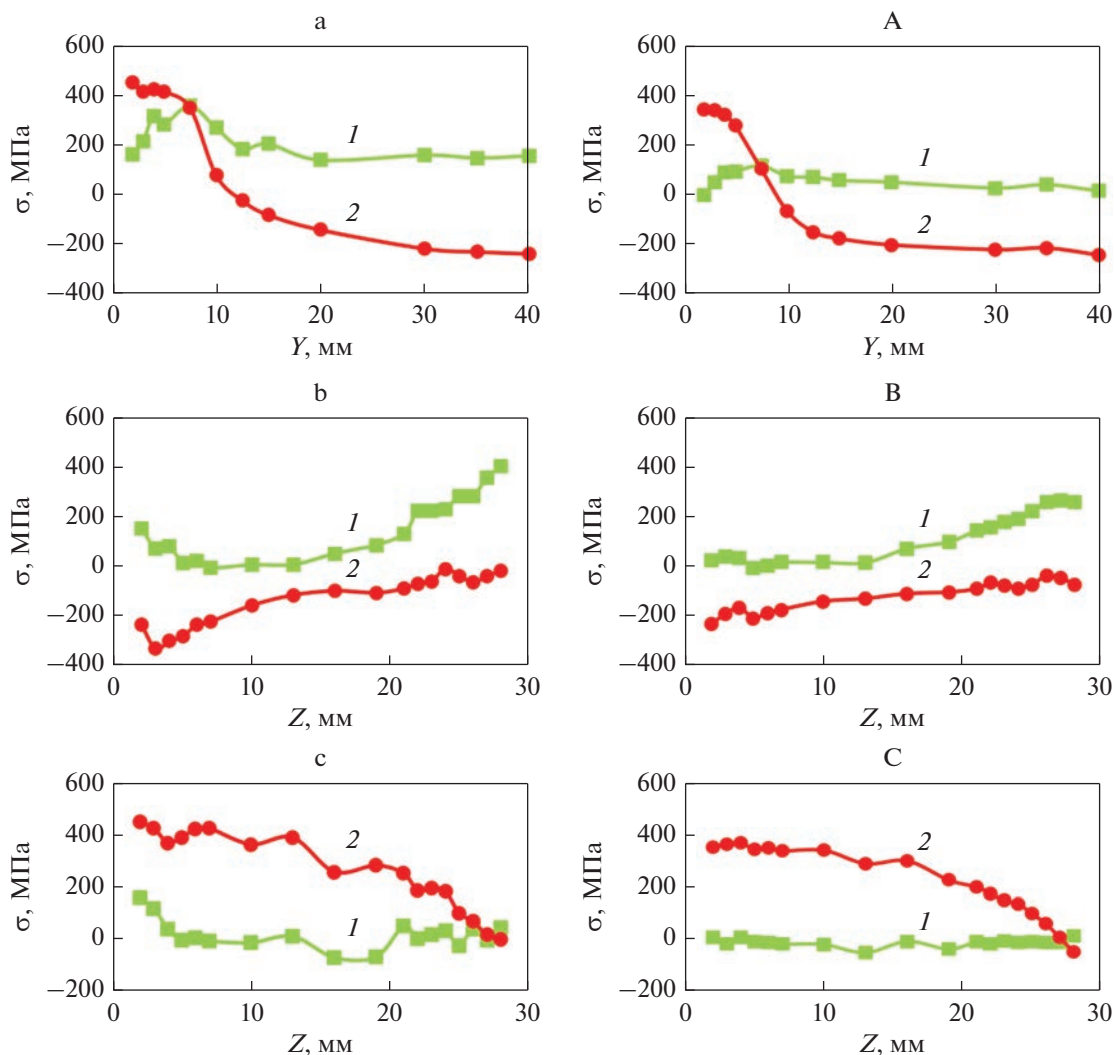


Рис. 2. Распределение продольной (1) и нормальной (2) компонент напряжений в пластинах толщиной 2.2/7.4 в трех сечениях: а (А) горизонтальное на высоте 2 от подложки ($Z = 2$); б (В) вертикальное в центре пластины ($Y = 35$); с (С) вертикальное на расстоянии 2 от бокового ребра пластины ($Y = 2$). Напряжения в пластине толщиной 7.4 получены усреднением трех измерений по толщине.

ны возле бокового ребра у подложки (рис. 2а). По мере удаления от бокового ребра, растягивающие нормальные напряжения уменьшаются и переходят в сжимающие напряжения (на расстоянии ~ 12 от ребра), достигающие своих максимальных значений (~ -220 МПа) в середине пластины. Небольшие продольные напряжения (~ 100 МПа) возле бокового ребра пластины сначала растут до ~ 350 МПа, а затем плавно снижаются ближе к середине пластины до ~ 180 МПа. Аналогичная картина распределения напряжений наблюдается в пластине толщиной 7.4 (рис. 2А). Максимальные нормальные растягивающие напряжения (~ 350 МПа), сосредоточенные возле ребра пластины, быстро убывают по мере удаления от ребра, переходя в сжимающие напряжения, достигающие своих максимальных значений (~ -220 МПа) в середине

пластины. Близкие к нулю продольные напряжения возле бокового ребра пластины при удалении от него сначала возрастают до ~ 110 МПа и затем плавно снижаются ближе к середине пластины до ~ 50 МПа.

Распределение напряжений вдоль нормального направления (Z) в вертикальном сечении в центре ($Y = 35$) пластины (рис. 2б, В). В пластине толщиной 2.2 (рис. 2б) максимальные нормальные сжимающие напряжения (~ -220 МПа) сосредоточены возле подложки и, по мере удаления от нее, почти линейно уменьшаются с высотой до нуля вблизи верхнего ребра. Небольшие растягивающие продольные напряжения (~ 180 МПа) возле подложки сначала уменьшаются до нуля, а затем растут при приближении к верхнему ребру и до-

стигают максимального значения ~ 400 МПа вблизи верхнего ребра пластины. В пластине толщиной 7.4 (рис. 2В) максимальные нормальные сжимающие напряжения (~ -250 МПа), сосредоточенные вблизи подложки, плавно убывают по мере приближения к верхнему ребру пластины. Небольшие растягивающие продольные напряжения (~ 50 МПа) вблизи подложки уменьшаются до нуля на половине высоты пластины, а затем плавно растут по мере приближения к верхнему ребру пластины до ~ 250 МПа.

Распределения напряжений вдоль нормального направления (Z) в вертикальном сечении возле бокового ребра ($Y = 2$) пластины (рис. 2с, С). В пластине толщиной 2.2 (рис. 2с) нормальные растягивающие напряжения вблизи подложки (~ 450 МПа) при удалении от нее уменьшаются до нуля вблизи верхнего ребра пластины, поскольку они перпендикулярны поверхности верхнего ребра. Небольшие продольные напряжения вблизи подложки (~ 100 МПа) уменьшаются до нуля на расстоянии 5 от подложки и далее на протяжении всей линии измеренных точек близки к нулю. В пластине толщиной 7.4 (рис. 2С) максимальные нормальные растягивающие напряжения вблизи подложки (~ 350 МПа) уменьшаются по мере удаления от подложки и приближения к верхнему ребру пластины до нуля. Продольные напряжения близки к нулю на протяжении всей линии экспериментальных точек.

На рис. 2 видно, что кривые распределения напряжений в пластинах толщиной 2.2 и 7.4 по форме имеют большое сходство. Однако в пластине толщиной 7.4 нормальные и продольные напряжения ниже, чем в пластине толщиной 2.2. Это можно объяснить тем, что в пластине толщиной 7.4 горизонтальный слой состоит из трех валиков и при нанесении одного валика соседний валик частично отжигается.

В целом, характер распределения напряжений в изученных стальных пластинах такой же, как в пластинах из сплава Ti–6Al–4V, выращенных тем же методом ПЛВ на жесткой подложке [15–17]. В то же время, распределение напряжений сильно отличается от распределения напряжений в стальных пластинах, выращенных методом ПЛВ на гибких подложках [6–9]. Например, в работах [8, 9] распределение напряжений по высоте в середине пластины (сечение В) симметрично относительно центральной горизонтальной линии пластины, проходящей между подложкой и верхним ребром на половине высоты. В то же время в работах [6, 7] такой симметрии не наблюдается. В случае жесткой подложки, из-за большого различия ограничивающих условий на верхнем (свободном) и нижнем (у подложки) ребре пластины, напряжения вблизи верхнего и нижнего ребра

сильно различаются. Очевидно, что распределение напряжений в пластинах, выращенных на гибкой подложке, будет зависеть, помимо других факторов, от жесткости подложки.

На рис. 3 приведены кривые распределения напряжений в пластине толщиной 7.4 в сечениях А, В, С вдоль трех линий, расположенных в середине толщины пластины и на глубине 1.7 от поверхностей пластины. В сечениях А и В распределение напряжений по толщине пластины неоднородно, причем для продольной компоненты неоднородность меньше, чем для нормальной. Кривые, проходящие вблизи боковых поверхностей, смещены относительно кривых, проходящих через середину толщины пластины, в сторону положительных (растягивающих) напряжений. В большей части пластины напряжения на поверхности выше, чем напряжения в середине толщины. При приближении к верхнему и боковому ребру распределение по толщине становится более однородным. В сечении С, вблизи боковых ребер пластины, распределение по толщине однородно (рис. 3С).

Более подробное исследование распределения напряжений по толщине в пластине толщиной 7.4 было проведено с использованием ПО $1 \times 1 \times 1$ в середине пластины ($Y = 35$), на высоте 5 ($Z = 5$) от подложки (рис. 4). Распределение нормальных напряжений σ_z вдоль толщины имеет форму усеченной параболы с ветвями, направленными вверх, и осью, совпадающей с серединой толщины пластины. Слабо меняющиеся сжимающие напряжения в средней части пластины круто увеличиваются при приближении к поверхности и, даже при наличии сжимающих напряжений на большей части толщины, переходят в растягивающие вблизи поверхности пластины. Изменение продольной компоненты напряжений σ_y вдоль толщины значительно меньше.

Образование растягивающих напряжений вблизи поверхности и сжимающих в средней части деталей из стали, полученных методами ПЛВ, наблюдалось ранее в работах [6–9]. Такое же распределение напряжений, возникающих в деталях разной формы из разных материалов при получении изделий методами селективного лазерного сплавления на гибких подложках или после их отделения от подложки, наблюдалось в работах [23–28]. И было сделано предположение, что такое распределение напряжений является характерным для деталей, получаемых методами аддитивных технологий. В работах [16, 17] теоретически, методом конечных элементов, было показано образование растягивающих напряжений на поверхности и сжимающих напряжений внутри пластин из сплава Ti–

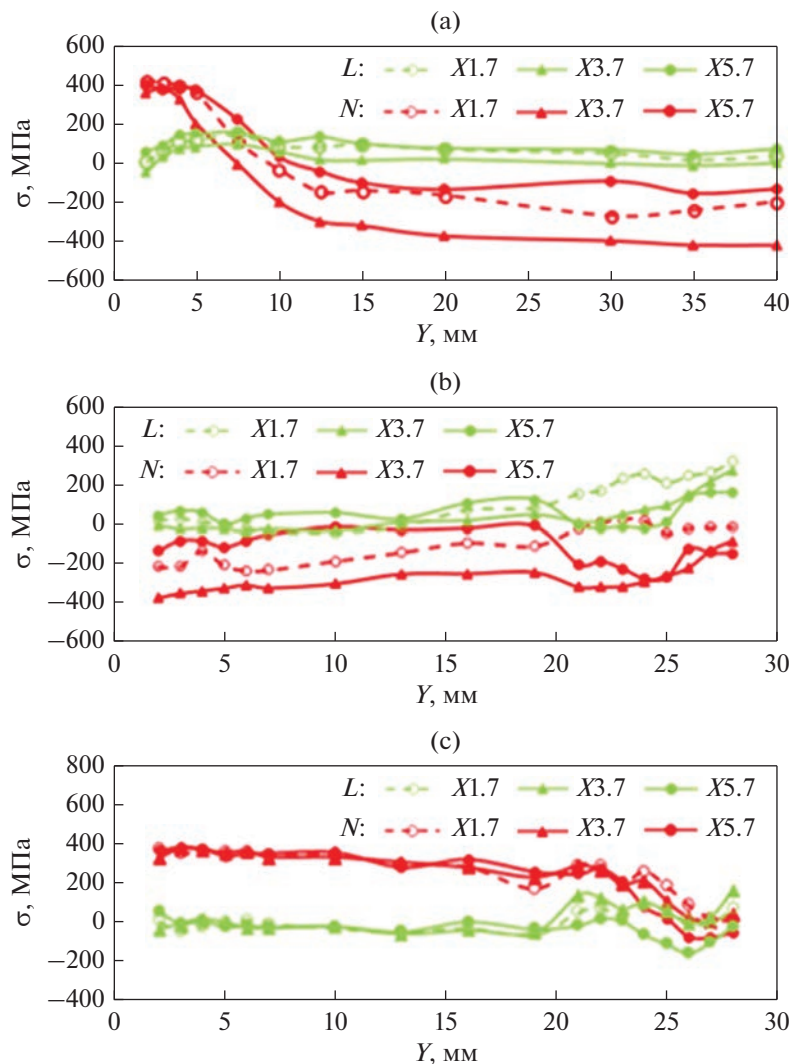


Рис. 3. Распределение продольной (L) и нормальной (N) компонент напряжений в сечениях А, В, С пластины толщиной 7.4 вдоль трех линий экспериментальных точек, проходящих в середине толщины пластины ($X3.7$) и на глубине 1.7 от поверхностей пластины ($X1.7$, $X5.7$).

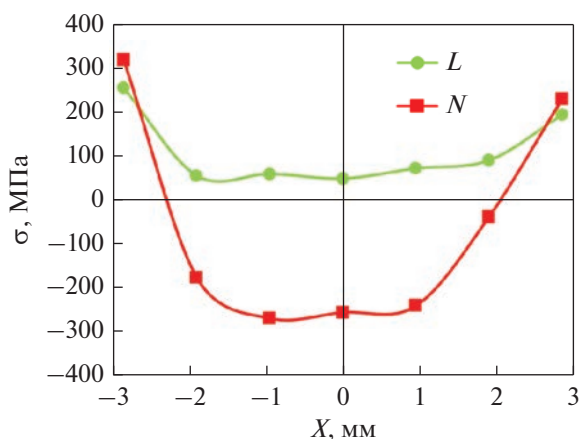


Рис. 4. Распределение продольной (L) и нормальной (N) компонент напряжений вдоль толщины (X), в середине пластины ($Y=35$) на высоте 5 ($Z=5$) от подложки в пластине толщиной 7.4.

6Al–4V, выращенных методом ПЛВ на жесткой подложке.

ВЫВОДЫ

Методом дифракции нейтронов получена количественная информация о деформационно-напряженном состоянии в тонких пластинах из стали AISI 410, выращенных методом ПЛВ на жесткой подложке. Показано, что распределения напряжений в пластинах, различающихся только толщиной (2.4 и 7.2 мм), имеют большое сходство, и имеются лишь небольшие различия в величине напряжений. Максимальные растягивающие нормальные напряжения (~ 400 МПа) образуются вблизи боковых ребер у подложки. Максимальные растягивающие продольные напряжения (~ 350 МПа) образу-

ются в средней части пластины вблизи верхнего ребра.

Распределение напряжений в пластинах из стали AISI 410 по форме имеет сходство с распределением напряжений в пластинах из сплава Ti–6Al–4V, выращенных методом ПЛВ на жесткой подложке, и значительно отличается от распределения напряжений в пластинах из стали AISI 410 и других сплавов, выращенных на гибкой подложке. Таким образом, характер распределения напряжений в пластинах сильно зависит от жесткости подложки и в меньшей степени от материала и технологии выращивания.

В средней части пластины толщиной 7.4 мм напряжения неоднородны по толщине пластины. Напряжения вблизи боковых поверхностей растягивающие, а в большей части внутри пластины – сжимающие.

Работа выполнена на оборудовании УНУ НИК ИР-8 в НИЦ “Курчатовский институт”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Туричин Г., Климова О., Земляков Е., Бабкин К., Сомонов В., Шамрай Ф., Травянов А., Петровский П. Технологические основы высокоскоростного прямого лазерного выращивания изделий методом гетерофазной порошковой металлургии // Фотоника. 2015. № 4. С. 68–83.
2. Ma N., Murakawa H., Ueda U. Welding Deformation and Residual Stress Prevention. first ed., Butterworth-Heinemann. 2012. 292 p. <https://doi.org/10.1016/C2011-0-06199-9>
3. Köhler H., Partes K., Kornmeier J.R., Vollertsen F. Residual stresses in steel specimens induced by laser cladding and their effect on fatigue strength // Phys. Procedia. 2012. V. 39. P. 354–361. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.048>
4. Zhaia Y., Galarraga H., Lados D.A. Microstructure Evolution, Tensile Properties, and Fatigue Damage Mechanisms in Ti-6Al-4V Alloys Fabricated by Two Additive Manufacturing Techniques // Procedia Eng. 2015. V. 114. P. 658–666. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.08.007>
5. Spierings A.B., Starr T.L., Wegener K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts // Rapid Prototyping J. 2013. V. 19. P. 88–94. <https://doi.org/10.1108/13552541311302932>
6. Pratt P., Felicelli S.D., Wang L., Hubbard C.R. Residual stress measurement of laser-engineered net shaping AISI 410 thin plates using neutron diffraction // Metal. Mater. Trans. A. 2008. V. 39A. P. 3155–3163. <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9660-9>
7. Wang L., Felicelli S.D., Pratt P. Residual stresses in LENS-deposited AISI 410 stainless steel plates // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 496. P. 234–241. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.05.044>
8. Rangaswamy P., Holden T.M., Rogge R.B., Griffith M.L. Residual stresses in components formed by the laser engineered net shaping (LENS) process // J. Strain Analysis. 2003. V. 38. P. 519–527.
9. Rangaswamy P., Griffith M.L., Prime M.B., Holden T.M., Rogge R.B., Edwards J.M., Sebring R.J. Residual stresses in LENS components using neutron diffraction and contour method // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. 399. P. 72–83. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.02.019>
10. Szost B.A., Terzi S., Martina F., Boisselier D., Prytulak A., Pirling T., Hofmann M., Jarvis D.J. A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti–6Al–4V components // Mater. Des. 2016. V. 89. P. 559–567. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.115>
11. Luzin V., Hoyer N. Stress in thin wall structures made by layer additive manufacturing // Materials Res. Proceedings. 2016. V. 2. P. 497–502. <https://doi.org/10.21741/9781945291173-84>
12. Colegrove P.A., Coules H.E., Fairman J., Martina F., Kashoob T., Mamash H., Cozzolino L.D. Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling // J. Mater. Process. Technol. 2013. V. 213. P. 1782–1791. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.04.012>
13. Wang Z., Denlinger E., Michaleris P., Stoica A.D., Ma D., Beese A.M. Residual stress mapping in Inconel 625 fabricated through additive manufacturing: Method for neutron diffraction measurements to validate thermo-mechanical model predictions // Mater. Des. 2017. V. 113. P. 169–177. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.10.003>
14. Sochalski-Kolbus L.M., Payzant E.A., Cornwell P.A., Watkins T.R., Babu S.S., Dehoff R.R., Lorenz M., Ovchinnikova O., Duty C. Comparison of residual stresses in Inconel 718 simple parts made by electron beam melting and direct laser metal sintering // Metal. Mater. Trans. A. 2015. V. 46A. P. 1419–1432. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2722-2>
15. Em V.T., Ivanov S.Y., Karpov I.D., Rylov S.A., Zemlyakov E.V., Babkin K.D. Residual stress measurement of laser metal deposited Ti-6Al-4V parts using neutron diffraction // J. Phys.: Conf. Series. 2018. V. 1109. P. 012049. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1109/1/012049>
16. Ivanov S., Zemlyakov E., Babkin K., Turichin G., Karpov I., Em V., Rylov S. Stress distribution in laser metal deposited multi-layer thick-walled parts of Ti–6Al–4V // Procedia Manufacturing. 2019. V. 36. P. 240–248.
17. Ivanov S., Artinov A., Zemlyakov E., Karpov I., Rylov S., Em V. Spatiotemporal Evolution of Stress Field during Direct Laser Deposition of Multilayer Thin Wall of Ti–6Al–4V // Materials. 2022. V. 15. P. 263. <https://doi.org/10.3390/ma15010263>
18. Hutchings M.T., Withers P.J., Holden T.M., Lorentzen T. Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction. 1st ed. CRC Press, 2005. 420 p.
19. Fitzpatrick M.E., Lodini A. Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation. Taylor & Francis, 2003. 368 p. <https://doi.org/10.1201/9780203608999>
20. ISO 21432:2019 Non-destructive testing – Standard test method for determining residual stresses by neutron diffraction. ISO. Geneva. Switzerland. 2019. 45 p.

21. Эм В.Т., Балагуров А.М., Глазков В.П., Карпов И.Д., Микула П., Мирон Н.Ф., Соменков В.А., Сумин В.В., Шароун Я., Шушунов М.Н. Двойной монохроматор для нейтронной стресс-дифрактометрии // ПТЭ. 2017. № 4. С. 75–81.
<https://doi.org/10.7868/S003281621704004>
22. Em V.T., Karpov I.D., Somenkov V.A., Glazkov V.P., Balagurov A.M., Sumin V.V., Mikula P., Šaroun J. Residual stress instrument with double-crystal monochromator at research reactor IR-8 // Physica B: Condensed Matter. 2018. V. 551. P. 413–416.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2018.02.042>
23. An K., Yuan L., Dial L., Spinelli I., Stoica A.D., Gao Y. Neutron residual stress measurement and numerical modeling in a curved thin-walled structure by laser powder bed fusion additive manufacturing // Mater. Des. 2017. V. 135. P. 122–132.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.09.018>
24. Mishurova T., Cabeza S., Thiede T., Nadammal N., Kromm A., Klaus M., Genzel C., Haberland C., Bruno G. The influence of the support structure on residual stress and distortion in SLM inconel 718 parts // Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 2018. V. 49. P. 3038–3046.
<https://doi.org/10.1007/s11661-018-4653-9>
25. Liu L., Yang Y., Wang D. A study on the residual stress during selective laser melting (SLM) of metallic powder // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2016. V. 87. P. 647–656.
<https://doi.org/10.1007/s00170-016-8466-y>
26. Bartlett J.L., Li X., Aydinöz M.E., Brenne F., Schaper M., Schaak C., Tillmann W., Nellesen J., Niendorf T., Gusev A.V., Pavlov M., Smurov I., Yasa E., Deckers J., Kruth J.-P., Mei X., Wang X., Peng Y., Gu H., Zhong G., Yang S., Aggarangsi P., Beuth J.L. An overview of residual stresses in metal powder bed fusion // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 669. P. 185–191.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.089>
27. Pant P., Proper S., Luzin V., Sjöström S., Simonsson K., Moverare J., Hosseini S., Pacheco V., Peng R.L. Mapping of residual stresses in as-built Inconel 718 fabricated by laser powder bed fusion: A neutron diffraction study of build orientation influence on residual stresses // Addit. Manuf. 2020. V. 36. P. 101501.
28. Карпов И.Д., Эм В.Т., Рылов С.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Ходырев Н.А. Нейтрон-дифракционное исследование влияния направления выращивания на распределение остаточных напряжений в призмах из аустенитной стали, полученных методом селективного лазерного сплавления // ФММ. 2022. Т. 123. № 6. С. 665–672.