

УДК 621.78

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УРОВЕНЬ ОСТАТОЧНЫХ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ И ФИЗИЧЕСКОГО УШИРЕНИЯ ЛИНИЙ ИНТЕРФЕРЕНЦИИ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ В ЛИСТОВЫХ СПЛАВАХ АМг5, АМг6, АМг10 И Д16

**Е.А. Носова**

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва  
Россия, 443086, г. Самара, Московское шоссе, 34

*Остаточные напряжения в листовых металлах и сплавах оказывают влияние на точность геометрических размеров изделий, получаемых методами листовой штамповки. В работе экспериментально изучено влияние начального состояния листовых заготовок из сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 и степени их деформации при прокатке на остаточные зональные напряжения и физическое уширение линий интерференции рентгеновских лучей. Перед прокаткой заготовки из всех сплавов толщиной 2 мм подвергались отжигу, а заготовки из сплавов АМг10 и Д16 – закалке. Установлено, что проведение рекристаллизационного отжига после холодной прокатки не устраняет полностью влияния пластической деформации на зональные остаточные напряжения во всех исследованных сплавах. Физическое уширение рентгеновских линий интерференции после отжига увеличивается. Проведено изучение влияния размеров областей когерентного рассеяния и микроискажений кристаллической решетки на физическое уширение линий интерференции рентгеновских лучей. Увеличение физического уширения в сплавах АМг5 и АМг6 связано с наличием микроискажений кристаллической решетки, а в сплавах Д16 и АМг10 большее влияние на физическое уширение оказывает размер областей когерентного рассеяния в зависимости от степени обжатия при прокатке.*

**Ключевые слова:** *алюминиевые сплавы, холодная прокатка, рекристаллизация, зональные остаточные напряжения, физическое уширение дифракционной решетки.*

### Введение

Разработки в области создания композитных материалов и изделий на основе листовых алюминиевых сплавов направлены на повышение служебных характеристик, создание новых конструкций и узлов для различных отраслей машиностроения. Так, в работах [1–3] приведены результаты исследования слоистых алюминий-полимерных листов, в которых показано, что физико-механические и технологические свойства композита зависят от свойств исходных металлических листов, схемы сборки композита и объемной доли металла и полимера.

Получение высокоточных штамповок из композитных листов и матричных алюминиевых сплавов зависит от структурного состояния проката, которое определяется текстурой, формой и распределением дисперсных фаз, размером зерен и разноточностью. Рост степени пластической деформации при прокатке, температура и продолжительность отжигов приводят к видоизменению состава компонент текстуры сплавов, что, в свою очередь, позволяет формировать

---

*Екатерина Александровна Носова (к.т.н., доц.), доцент кафедры «Технология металлов и авиационное материаловедение».*

благоприятные показатели технологичности, как показано в работах на примере сплавов В95 и 1420 [4, 5]. Как правило, все структурные изменения, в том числе изменение текстуры, сопровождаются изменением остаточных напряжений. Напряжения влияют на способность материалов к операциям листовой штамповки и сохранение потребительских свойств металлоизделий в процессе их сборки и эксплуатации, как показано в работах [6, 7] на примере сплавов Д16, АМг10, АМг6, АМг5. Минимальный объем материала, внутри которого сохраняется текстурная картина, состоит из нескольких кристаллитов, поэтому, вероятнее всего, она будет отражаться на уровне остаточных микронапряжений и статических искажений кристаллической решетки [8]. В связи с этим целью данной работы было установить, как влияют обжатия при прокатке и применение отжигов на уровень остаточных макронапряжений и физического уширения рентгеновских линий в высоколегированных алюминиевых сплавах, предназначенных для листовой штамповки.

### Материалы и методика

Исследованию подвергались деформируемые алюминиевые сплавы АМг5, АМг6, АМг10 и Д16, имеющие высокие показатели прочности и достаточную пластичность, которые применяются для получения обшивок, топливных баков и других изделий методами листовой штамповки. Состав листовых образцов из исследуемых сплавов, определенный с помощью рентгеноспектральной приставки электронного микроскопа, представлен в таблице.

**Массовая доля элементов в исследуемых сплавах, полученная по результатам исследования на растровом электронном микроскопе**

Сплав	Массовая доля элементов, % по массе							
	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zr	Ti
АМг5	Основа	–	5,1	0,6	0,1	0,1	–	–
АМг6		–	6,2	0,6	0,2	0,1	–	0,05
АМг10		Co=0,01	10,1	–	–	Be=0,06	0,15	0,05
Д16		4,19	1,54	0,5	0,3	0,2	–	0,05

Холоднокатанные отожженные заготовки из сплавов толщиной 3–3,5 мм подвергались холодной листовой прокатке со степенями обжатий  $\varepsilon \approx 20, 30$  и  $50\%$  и последующему рекристаллизационному отжигу. Для сплавов АМг5 и АМг6 температура отжига составила  $380\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$ , для АМг10 Тотж =  $430\text{ }^\circ\text{C}$ , для Д16  $500\text{ }^\circ\text{C}$ . Поскольку прокат из термически упрочняемых сплавов для дальнейшей листовой штамповки поставляется как в отожженном, так и естественно состаренном состоянии, то одну партию заготовок из Д16 и АМг10 перед прокаткой отжигали, а вторую – закаливали для АМг10 ( $T_{\text{зак}}=430\text{ }^\circ\text{C}$ , для Д16  $500\text{ }^\circ\text{C}$ , охлаждение в воде). После этого образцы прокатывали без нагрева и подвергали естественному старению в течение 7 суток. Съемку дифрактограмм проводили в направлении прокатки в плоскости листовых заготовок. Остаточные макронапряжения оценивали по изменению и смещению линий интерференции плоскости (311), поскольку в работах [9, 10] показано, что измерение зональных напряжений требует оценки изменения по задним линиям. Долю, вносимую остаточ-

ными микронапряжениями или появлением областей когерентного рассеяния, определяли из неравенства [9]

$$\frac{\cos \theta_1}{\cos \theta_2} < \frac{\beta_2}{\beta_1} < \frac{\operatorname{tg} \theta_2}{\operatorname{tg} \theta_1},$$

где  $\theta_1, \theta_2$  – угол отражения двух порядков рентгеновских лучей от одной и той же системы плоскостей (hkl);

$\beta_1$  и  $\beta_2$  – физические уширения отражения от одной и той же системы плоскостей (hkl).

Из теории рентгеноструктурного анализа: если  $\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\operatorname{tg} \theta_2}{\operatorname{tg} \theta_1}$ , то уширение вызвано только микроискажениями; если  $\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\cos \theta_1}{\cos \theta_2}$ , то в образце нет искажений и все уширение вызвано только мелким размером частиц.

### Результаты

Графики изменения зональных остаточных напряжений для сплавов АМг5, АМг6 в деформированном и отожженном состоянии представлены на рис. 1, АМг10 и Д16 в отожженном и состаренном состоянии – на рис. 2.

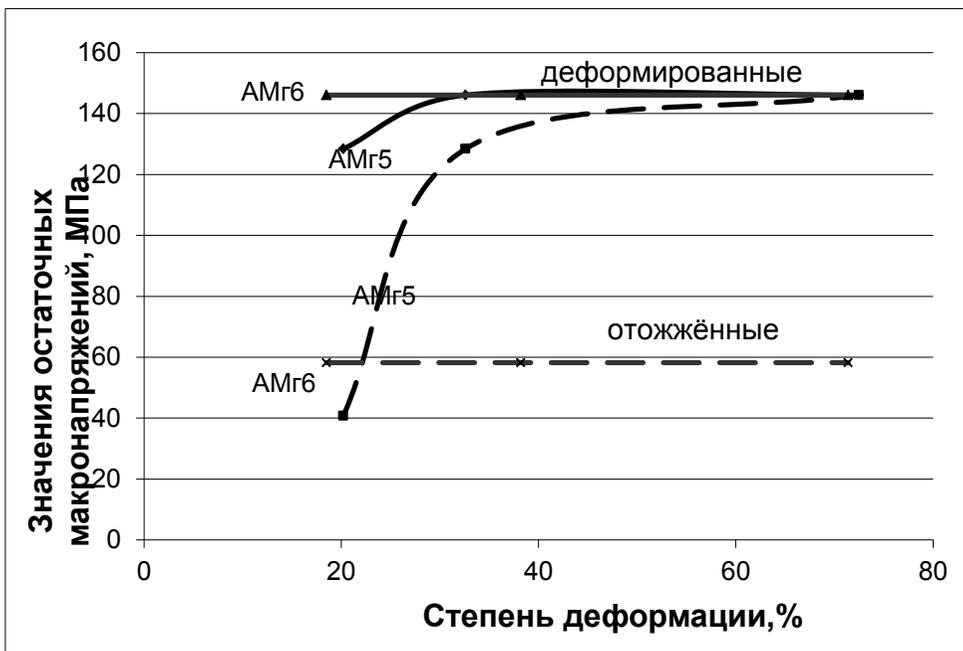


Рис. 1. Изменение остаточных поверхностных макронапряжений в сплавах АМг5 и АМг6 после деформации (— сплошная линия) и отжига (--- пунктирная линия)

Представленные на рис. 1 графики показывают, что зональные остаточные напряжения возрастают в сплаве АМг5 по мере увеличения степени деформации. Остаточные напряжения в сплаве АМг6 в холодно-деформированном состоянии на 12...15 % выше, чем в сплаве АМг5 при степени обжатия 20 %. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению этой разницы, и при величине обжатия около 30 % эта разница исчезает совсем. Отжиг в указанных сплавах при-

водит к снижению уровня напряжений. Так, в сплаве АМг6 напряжения снижаются в среднем в 2,5 раза. В сплаве АМг5 при степенях деформации 20 % уменьшение напряжений происходит в 3,2...3,5 раза (от 110 до 30 МПа).

Отжиг образцов из сплава АМг5, деформированных на 30 %, приводит к снижению зональных напряжений на 10...12 % (от 143...145 до 125...127 МПа). При больших степенях деформации эта разница исчезает.

При деформации отожженного сплава АМг10 (рис. 2) зональные напряжения имеют отрицательный знак, то есть являются сжимающими. Только при степени деформации выше 7 % зональные напряжения становятся положительными. Характер изменения не является монотонным, как это наблюдалось для сплавов АМг5 и АМг6: сначала деформация при малых значениях обжатия (от 2 до 4 %) приводит к резкому увеличению напряжений, затем напряжения уменьшаются и при степени деформации около 7 % преодолевают нулевую отметку. Закалка приводит к возникновению растягивающих напряжений в сплаве АМг10.

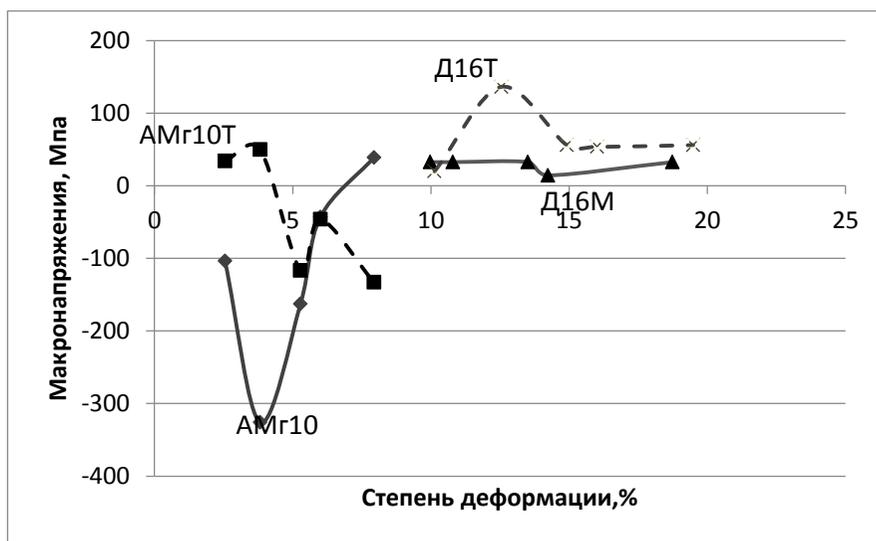


Рис. 2. Изменение остаточных поверхностных макронапряжений в сплавах Д16 и АМг10 после деформации в отожженном (— сплошная линия) и закаленном (--- пунктирная линия) состоянии

Деформация сплава АМг10 в закаленном состоянии также приводит к росту уровня напряжений, но этот рост не так сильно выражен, как для отожженного состояния. Увеличение степени деформации закаленного сплава приводит к уменьшению зональных напряжений, и при степени деформации около 4,5 % они переходят через нулевое значение. В сплаве Д16 после деформации в обоих состояниях зональные остаточные напряжения имеют положительный знак. С ростом степени деформации в отожженном сплаве Д16 остаточные напряжения практически не изменяются. Закаленный сплав показывает увеличение зональных напряжений при деформировании от 10 до 12 %, а затем напряжения снижаются при степени деформации 15 % и при дальнейшем деформировании практически не изменяются.

Графики зависимости физического уширения рентгеновских линий для сплавов АМг5 и АМг6 приведены на рис. 3, для сплавов АМг10 и Д16 – на рис. 4.

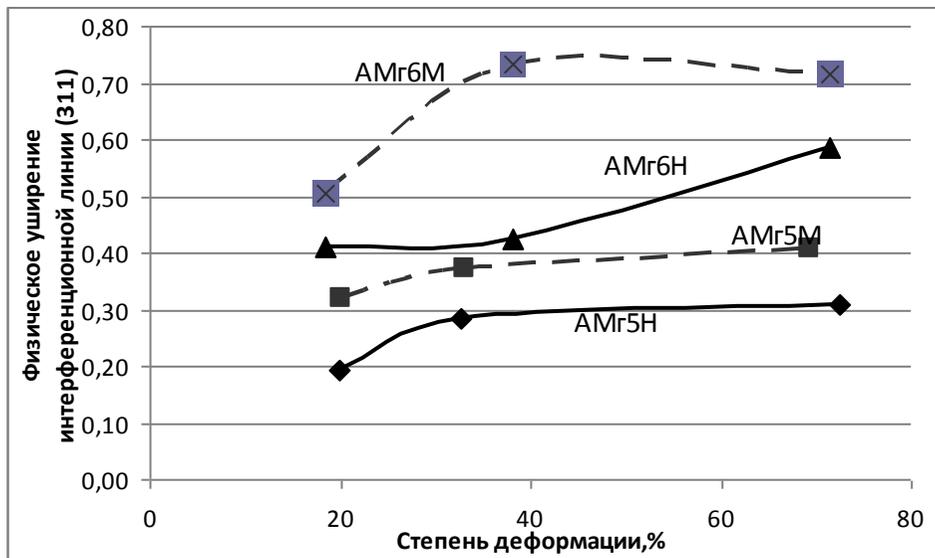


Рис. 3. Изменение физического уширения интерференционных линий (311) в сплавах АМг5 и АМг6 после деформации (— сплошная линия) и отжига (--- пунктирная линия)

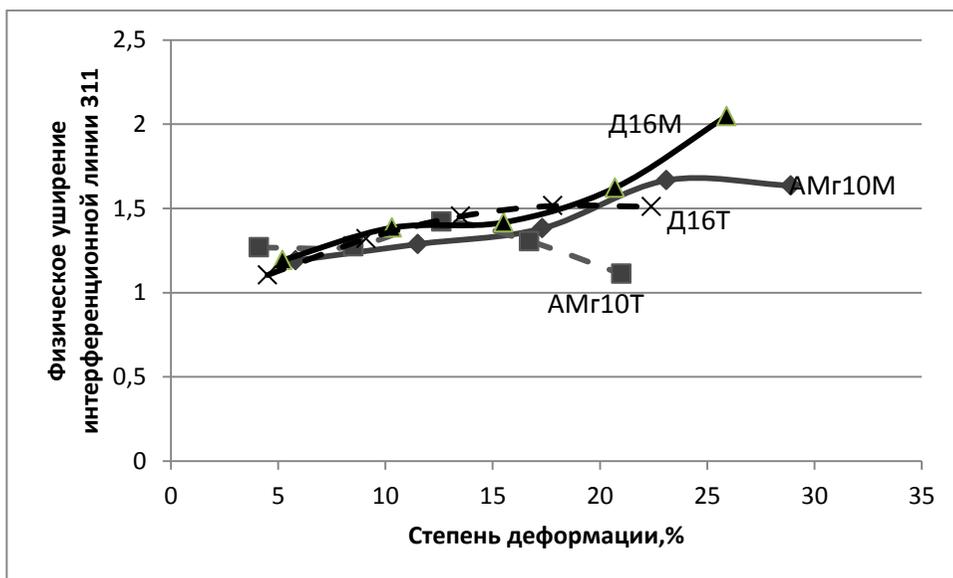


Рис. 4. Изменение физического уширения интерференционных линий (311) в сплавах Д16 и АМг10 после деформации в отожженном (— сплошная линия) и закаленном (--- пунктирная линия) состоянии

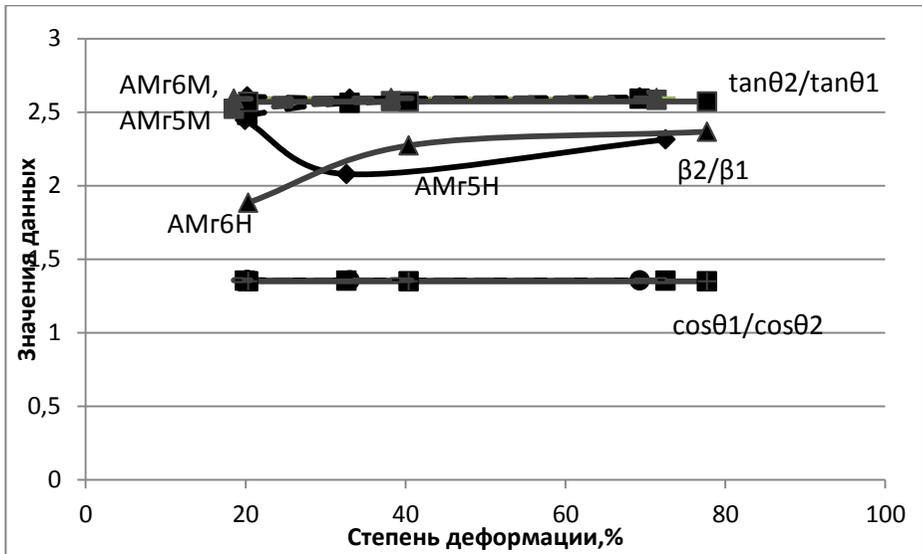
Как видно из рис. 3, физическое уширение для линии (311) в сплаве АМг5 имеет меньшие значения, чем в сплаве АМг6. Отожженное состояние характеризуется повышенными значениями физического уширения рентгеновских линий по сравнению с нагартованным состоянием. Деформирование сплава АМг6 со степенью 38...40 % приводит к наиболее заметным изменениям физического уширения при отжиге.

Физическое уширение рентгеновских линий в сплавах АМг10 и Д16 (рис. 4) имеет примерно одинаковый уровень значений и слегка увеличивается для образцов, деформированных со степенями от 5 до 17 %. Дальнейший рост обжатий приводит к снижению значений физического уширения в сплаве АМг10, исходное состояние которого до деформации было закаленным. Значения физического уширения отоженного сплава АМг10, деформированного со степенями выше 20 %, незначительно увеличиваются. В закаленном сплаве Д16 значения физического уширения линий (311) увеличиваются от 1,1...1,2 до 1,5 при деформировании от 5 до 15 %. Дальнейший рост степени обжатия не приводит к значительному изменению значений физического уширения. В сплаве Д16, деформация которого проводилась после отжига, физическое уширение продолжает увеличиваться до 2,0...2,1 при степенях обжатия 26...27 %.

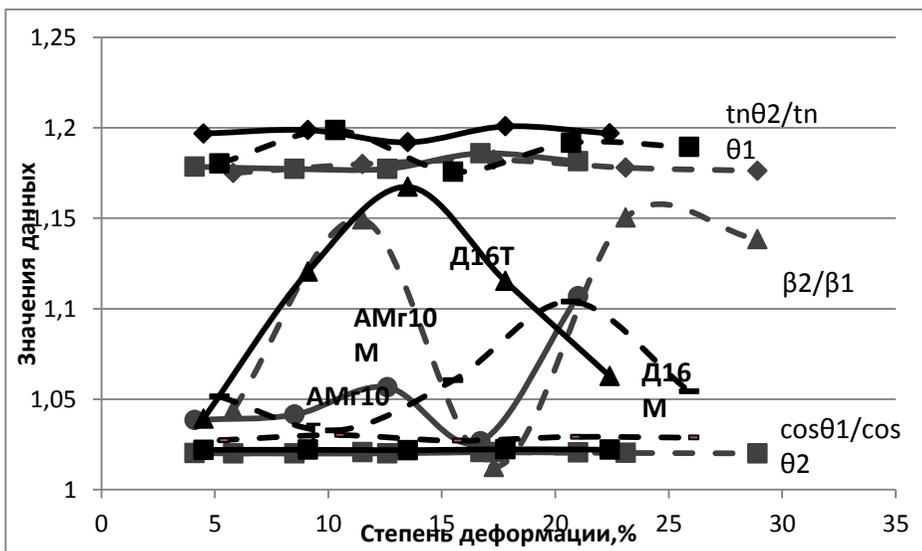
Физическое уширение рентгеновских линий в сплавах АМг10 и Д16 (рис. 4) имеет примерно одинаковый уровень значений и слегка увеличивается для образцов, деформированных со степенями от 5 до 17 %. Дальнейший рост обжатий приводит к снижению значений физического уширения в сплаве АМг10, исходное состояние которого до деформации было закаленным. Значения физического уширения отоженного сплава АМг10, деформированного со степенями выше 20 %, незначительно увеличиваются. В закаленном сплаве Д16 значения физического уширения линий (311) увеличиваются от 1,1...1,2 до 1,5 при деформировании от 5 до 15 %. Дальнейший рост степени обжатия не приводит к значительному изменению значений физического уширения. В сплаве Д16, деформация которого проводилась после отжига, физическое уширение продолжает увеличиваться до 2,0...2,1 при степенях обжатия 26...27 %.

На рис. 5 представлена проверка влияния микроискажений кристаллической решетки и областей когерентного рассеяния на величину физического уширения, где сплошные линии соответствуют закаленному состоянию, пунктирные – отоженному, черный цвет – сплаву Д16, серый – сплаву АМг10.

Как видно из рис. 5(а), значения соотношения физического уширения двух соседних порядков отражения рентгеновских линий  $\beta_2/\beta_1$  сплавов АМг5 и АМг6 после проведения холодной деформации (АМг5Н и АМг6Н). В сплаве АМг5 при малых деформациях (около 20 %) значения  $\beta_2/\beta_1$  совпадают с соотношением тангенсов углов отражения, то есть физическое уширение связано с микроискажениями кристаллической решетки. При деформировании со степенями обжатия около 30...35 % физическое уширение снижается в сторону обратного соотношения косинусов, то есть на него начинают оказывать влияние области когерентного рассеяния. При степенях деформации около 70...75 % график соотношения  $\beta_2/\beta_1$  снова приближается к линии соотношения тангенсов углов отражения. Для сплава АМг6 при степенях обжатия около 20 % график  $\beta_2/\beta_1$  находится вблизи линии изменения обратного соотношения косинусов углов отражения. С ростом степени обжатия график  $\beta_2/\beta_1$  для сплава АМг6 монотонно приближается к линии соотношения тангенсов. После отжига сплавов АМг5 и АМг6 значения  $\beta_2/\beta_1$  совпадают с линиями соотношения тангенсов углов отражения.



а



б

Рис. 5. Изменение соотношения физического уширения двух порядков отражения от плоскости (311):

а – в сплавах АМг5 и АМг6 после деформации (— сплошная линия) и отжига (--- пунктирная линия); б – в сплавах Д16 и АМг10 после деформации в отожженном (--- пунктирная линия) и закаленном (— сплошная линия) состоянии

Для сплава Д16 (рис. 5, б) значения  $\beta_2/\beta_1$  находятся между соотношением тангенсов соответствующих углов и обратным соотношением косинусов. Это значит, что физическое уширение может являться следствием как образования областей когерентного рассеяния, так и появления остаточных микронапряжений. Например, для сплава Д16 в закаленном состоянии (сплошная черная линия) при степени деформации 4–5 % отношение  $\beta_2/\beta_1$  находится ближе к обратному

соотношению косинусов углов отражения, что свидетельствует о значительной доле влияния областей когерентного рассеяния. Деформирование закаленного Д16 до 14...15 % приводит к увеличению доли микронапряжений внутри решетки, поскольку значения  $\beta/\beta_1$  приближаются к соотношениям тангенсов.

В отожженном сплаве Д16 (черная пунктирная линия) линия изменения  $\beta_2/\beta_1$  с ростом степени обжатия проходит ближе к обратному соотношению косинусов, следовательно, значительную роль в физическом уширении играет появление областей когерентного рассеяния, так же как и в сплаве АМг10 при деформировании в закаленном состоянии (серая сплошная линия).

**Обсуждение.** Более высокий уровень зональных напряжений в сплаве АМг6 по сравнению со сплавом АМг5 связан, вероятно, с более высоким содержанием магния, что приводит к большей искаженности кристаллической решетки. Снижение значений напряжений при отжиге можно объяснить протеканием процессов рекристаллизации, приводящей структуру сплава к равновесному состоянию. В более пластичном сплаве АМг5 при обжатиях до 30 % возвращение структуры к исходному состоянию протекает более интенсивно. Более высокие значения обжатий в сплаве АМг5 сохраняют тенденцию к увеличению даже после отжига, что может свидетельствовать о структурных изменениях при значительном деформировании, которые не устраняются при рекристаллизации.

Переход вида зональных напряжений из растягивающих к сжимающим в сплаве АМг10 по сравнению с менее легированными аналогами АМг5 и АМг6 может быть связан со значительным содержанием избыточных фаз, создающих вокруг себя поля упругих искажений. Так как  $\beta$ -фаза имеет некогерентные границы с твердым раствором [11], при деформировании дислокации будут тормозиться вокруг дисперсных включений, что приведет к упругому сжатию кристаллической решетки обеих структур (твердого раствора и дисперсных фаз).

Деформирование закаленного сплава Д16 по сравнению с отожженным может вызывать более высокий уровень зональных напряжений по причине избыточного содержания легирующих элементов в твердом растворе. Структура пересыщенного твердого раствора в алюминиевых сплавах, как показано в источниках [12–14], приводит к большему количеству систем скольжения, что вызывает более интенсивное упрочнение при холодном деформировании, а следовательно, и более высокую плотность дислокаций.

Увеличение физического уширения с ростом степени деформации сплава АМг6 обусловлено увеличением влияния микроискажений кристаллической решетки за счет роста плотности дислокаций. В нагартованном сплаве АМг5 рост физического уширения связан с преобладающей ролью микроискажений и незначительной ролью областей когерентного рассеяния, влияние которых наиболее сильно выражено при степенях обжатия 30...35 %. Более высокий уровень физического уширения в отожженных сплавах АМг5 и АМг6 по сравнению с нагартованным состоянием может быть вызван микроискажениями кристаллической решетки. Причем это влияние с ростом степени предшествующей деформации остается неизменным. Это означает, что протекание рекристаллизации не сопровождается уменьшением искажений кристаллической решетки. С другой стороны, измельчение зеренной структуры при рекристаллизации приводит к увеличению протяженности границ зерен. Поскольку границы имеют высокую плотность дефектов кристаллической решетки, это может вызывать рост микроискажений.

Результаты работы [15] показывают, что после равноканального углового прессования и прокатки были получены самые высокие значения предела прочности и довольно низкие показатели пластичности. Причем после отжига при температуре 500 °С прочность повышается на 25...30 %. В работе [16] приводятся результаты отжига быстро закристаллизованной фольги из сплава АМг6, в которых показано, что физическое уширение дифракционной решетки уменьшается с ростом температуры отжига.

В термически упрочняемых сплавах рост роли микроискажений кристаллической решетки в изменении физического уширения от степени деформации может быть вызван ростом плотности дислокаций. Появление дислокационных стенок и петель при значительных обжатиях приводит к образованию субзерен, что приводит к повышению роли размеров областей когерентного рассеяния. Подобная модель трансформации структуры высоколегированных сплавов представлена в работе [12].

### **Выводы**

1. Зональные остаточные напряжения в сплавах АМг5 и АМг6 являются растягивающими и увеличиваются с ростом степени обжатия при прокатке от 20 до 75 %: на 5...7 % в сплаве АМг6 и в 2,5...3 раза в сплаве АМг5.
2. Отжиг холоднокатаных заготовок приводит к снижению уровня зональных остаточных напряжений в 2...3 раза. При этом зависимости от степени деформации зональных напряжений в сплаве АМг6 после отжига не наблюдается. В сплаве АМг5 зональные остаточные напряжения после отжига зависят от степени деформации при прокатке. Наиболее заметный рост напряжений в 2...2,5 раза наблюдается в интервале обжатий 20...33 %, дальнейшее увеличение обжатия до 72...75 % приводит к росту напряжений на 10...12 %.
3. В сплаве Д16 при деформации после отжига изменение зональных остаточных напряжений не связано с ростом степени обжатия. В закаленном состоянии эта зависимость наблюдается при степени деформации 10...12 %. При степенях обжатия до 15 % зональные напряжения снижаются и далее практически не изменяются.
4. В сплаве АМг10 зональные напряжения имеют сжимающий характер для обоих состояний. Изменение зональных напряжений в этом сплаве от степени деформации имеет немонотонный характер.
5. Физическое уширение рентгеновских линий в четырех исследованных сплавах увеличивается с ростом степени деформации. Проведение отжига приводит к росту физического уширения в сплавах АМг5 и АМг6. Это изменение наиболее ярко выражено для сплава АМг6. Это изменение в сплавах АМг5 и АМг6 связано в основном с микроискажениями кристаллической решетки (микронапряжениями). В закаленном сплаве АМг10 физическое уширение с ростом степени деформации в большей степени зависит от фрагментации структуры, то есть изменения размеров областей когерентного рассеяния. В отожженном сплаве АМг10, а также Д16 в закаленном и отожженном состоянии влияние размеров областей когерентного рассеяния и микроискажений кристаллической решетки изменяется с ростом степени обжатия немонотонно. При малых обжатиях до 5 % преобладающее влияние оказывают размеры областей когерентного рассеяния. Рост обжатия вызывает увеличение доли влияния микро-

искажения. При определенных обжатиях (для сплава Д16Т – при 15 %, Д16М – при 20 %, АМг10М – при 13 %) это влияние достигает максимального значения и затем начинает плавно уменьшаться.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Kotik H.G., Ipiña J.E.P.* Short-beam shear fatigue behavior of fiber metal laminate (Glare) // *International Journal of Fatigue*. – 2017. – № 95. – С. 236–242.
2. *Bikakis G.S.E.* Simulation of the dynamic response of GLARE plates subjected to low velocity impact using a linearized spring-mass model // *Aerospace Science and Technology*. – 2017. – № 64. – С. 24–30.
3. *Abouhamzeh M., Sinke J., Jansen K.M.B., Benedictus R.* Thermo-viscoelastic analysis of GLARE // *Composites Part B: Engineering*. – 2016. – № 99. – С. 1–8.
4. *Гречников Ф.В., Антюпов В.В., Ерисов Я.А., Гречникова А.Ф.* Повышение технологичности аломостеклопластиков путем формирования в листах из сплава эффективной кристаллографической текстуры // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. – 2014. – № 6. – С. 38–43.
5. *Постнов А.В., Постнов В.И., Казаков И.А.* Особенности технологий формования профильных конструкций из металлополимерных композиционных материалов // *Известия СамНЦ РАН*. – 2009. – № 3 (2). – С. 499–508.
6. *Sun T., Roy M.J., Strong D., Withers P.J., Prangnell P.B.* Comparison of residual stress distributions in conventional and stationary shoulder high-strength aluminum alloy friction stir welds // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – № 242. – С. 92–100.
7. *Kim B., Min J.* Residual stress distributions and their influence on post-manufacturing deformation of injection-molded plastic parts // *Journal of Materials Processing Technology Volume*. – 2017. – № 245. – С. 215–226.
8. *Araghchi M., Mansouri H., Vafaei R., Guo Y.* A novel cryogenic treatment for reduction of residual stresses in 2024 aluminum alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – № 689. – С. 48–52.
9. Рентгенографический и электронно-графический анализ металлов / *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* – М.: Металлургиздат, 1963. – 256 с.
10. *Бер Л.Б.* Практика использования рентгеновских методов исследования алюминиевых сплавов (Обзор) // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2007. – Т. 73. – № 7. – С. 29–40.
11. *Мондольфо Л.Ф.* Структура и свойства алюминиевых сплавов / Пер. с англ. под ред. Ф.И. Квасова и др. – М.: Металлургия, 1979. – 639 с.
12. *Колбасников Н.Г.* Теория обработки металлов давлением. Физические основы прочности и пластичности металлов: Учеб. пособие. – СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2004. – 268 с.
13. *Zhang Y., Yi Y., Huang S., Dong F.* Influence of quenching cooling rate on residual stress and tensile properties of 2A14 aluminum alloy forgings // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – № 674. – С. 658–665.
14. *Guo R., Wu J., Liu W., Zhang Z., Wang M., Guo S.* Investigation of heat transfer on 2024 aluminum alloy thin sheets by water spray quenching // *Experimental Thermal and Fluid Science*. – 2016. – № 72. – С. 249–257.
15. *Чувильдеев В.Н., Грязнов М.Ю., Копылов В.И., Сысоев А.Н., Овсянников Б.В., Флягин А.А.* Механические свойства микрокристаллического алюминиевого сплава АМг6 // *Вестник ННГУ*. – 2008. – № 4. – С. 35–42.
16. *Шепелевич В.Г.* Структура быстрозатвердевших фольг сплава АМг6 // *Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого*. – 2007. – № 1(28). – С. 12–16.

*Статья поступила в редакцию 19 апреля 2017 г.*

## **RESEARCH OF DEFORMATION AND HEAT TREATMENT EFFECT ON RESIDUAL MACRO STRESSES LEVEL AND PHYSICAL WIDTH OF X-RAY INTERFERENCE PEAKS IN SHEET ALLOYS AMG5, AMG6, AMG10 AND D16**

***E.A. Nosova***

Samara University  
34, Moskovskoye shosse, Samara, 443086, Russian Federation

*Residual stresses in sheet metals and alloys effect on parts geometry sizes accuracy, produced by sheet stamping operations. In this research, effect of aluminium alloys AMg5, AMg6, AMg10 and D16 sheet blanks' initial state and deformation ratio on residual macro stresses and physical width of X-ray interference peaks is experimentally studied. All alloys' sheet blanks 2 mm thickness were undergone to annealing and alloys AMg10 and D16 were undergone to quenching before cold rolling. It was found that recrystallization annealing after cold rolling does not eliminate completely cold deformation' effect on residual macro stresses in all considered alloys. Physical width of X-ray interference peaks increases after annealing. Study of coherent dispersion areas sizes and crystal lattice' micro distortion' role is performed. Physical width increasing in alloys AMg5 and AMg6 is due to crystal lattice micro distortion, meanwhile in alloys AMg10 and D16 coherent dispersion areas sizes play the most effect on X-ray interference peaks' physical width at cold rolling.*

***Keywords:*** aluminium alloys, cold rolling, recrystallization, residual macro stresses, X-ray interference peaks width.