

УДК 539.52:548.735.6/7

ВКЛАД ТЕКСТУРЫ И СТРУКТУРЫ В ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ЛИСТОВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

© 2024 г. В. Н. Серебряный^{1,*}, А. С. Колянова¹, А. С. Гордеев¹

Представлено академиком РАН К. В. Григоровичем 02.04.2024 г.

Поступило 17.05.2024 г.

После доработки 17.05.2024 г.

Принято к публикации 01.08.2024 г.

Предложена модифицированная модель Тейлора для количественной оценки параметра деформируемости листов металлов и сплавов — коэффициента нормальной анизотропии — с учетом вклада кристаллографической текстуры и структурной анизотропии исследуемого материала. Модель применена для предсказания зависимости коэффициента нормальной анизотропии от угла между направлениями прокатки и растяжения в плоскости листа сплава системы Al–Mg–Si. Получено хорошее согласование между расчетными и экспериментальными значениями коэффициента нормальной анизотропии.

Ключевые слова: коэффициент нормальной анизотропии, текстура, функция распределения ориентировок, микроструктура зерен, модель Тейлора, лист, алюминиевый сплав

DOI: 10.31857/S2686740024060116, EDN: HUWQYI

Листы металлов и сплавов часто подвергаются штамповке с целью придания им необходимой формы. Они должны обладать необходимым уровнем механических свойств и параметров деформируемости, чтобы быть востребованными в таких отраслях промышленности, как автомобильная, авиационно-космическая и электронная. Одним из параметров деформируемости, предсказывающим способность материала к листовой штамповке, является коэффициент нормальной анизотропии (КНА) R . Он определяется из механических испытаний на одноосное растяжение листовых образцов, как правило, вырезанных для нескольких направлений в плоскости листа по отношению к направлению прокатки, и характеризует отношение поперечных деформаций к нормальным деформациям в листе [1]:

$$R = \frac{\varepsilon_B}{\varepsilon_S} = \frac{\ln(b_D/b)}{\ln(s_D/s)}, \quad (1)$$

где b и s — ширина и толщина образца до деформации; b_D и s_D — ширина и толщина образца после деформации. Параметр R в значительной степени определяется кристаллографической текстурой листового полуфабриката. Для установления количественной связи между R и кристаллографической текстурой в виде коэффициентов $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ разложения

в ряд по сферическим функциям распределения ориентировок (ФРО) используется модель пластической деформации Тейлора [2–4], в рамках которой каждое зерно в поликристалле претерпевает ту же деформацию, что и весь образец. Однако это условие часто не выполняется в различных процессах пластической деформации, так как отдельные зерна изменяют свою форму, отличающую от формоизменения образца. В этом случае применение модели Тейлора не обеспечивает совпадение расчетных и экспериментальных значений R .

Цель настоящей работы — разработать в рамках модели Тейлора методику расчета КНА с учетом параметров текстуры и структурной анизотропии для листов металлов и сплавов с кубической симметрией решетки. Предварительно прокатанные и термообработанные листовые полуфабрикаты на последнем этапе подвергаются одноосному растяжению для определения параметров анизотропии и механических свойств. В результате в них часто формируется микроструктура смешанного типа, содержащая зерна различной формы и с разной степенью вытянутости, включая и равноосные. Предлагаемая методика расчета КНА предназначена для данного случая. В ней теоретический анализ в рамках модели Тейлора производится отдельно для равноосных и вытянутых зерен. Для первых расчет производится по классической модели Тейлора.

В рамках данной модели трехосная пластическая деформация образца описывается тензором

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия
* E-mail: vns@imet.ac.ru

деформации [2, 3]:

$$E_{ij}^S = \eta \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -q & 0 \\ 0 & 0 & -(1-q) \end{vmatrix}, \quad (2)$$

т. е. удлинением η в направлении x_1 и сжатием $-q\eta$ и $-\eta(1-q)$ в направлениях x_2 и x_3 , соответственно, q — параметр, определяющий тензор деформации. В рассматриваемом случае направление x_1 совпадает с направлением прокатки, x_2 — с поперечным направлением, а x_3 — с направлением нормали в образце. Каждое зерно в поликристаллическом образце претерпевает ту же деформацию, что и весь поликристалл, определяемую тензором (2) в системе координат кристаллита. Деформация происходит скольжением по пяти независимым системам [2, 3]. Согласно принципу виртуальной работы, среди всех возможных комбинаций пяти систем скольжения активной комбинацией является та, что дает минимальный суммарный сдвиг

$$M = \min \sum_{\lambda=1}^5 \tau_{\lambda}^c |b_{\lambda}^m|, \quad (3)$$

где τ_{λ}^c — критическое напряжение сдвига для конкретной системы скольжения, а b_{λ}^m — сдвиг, вызываемый этой системой скольжения [2–4], M — фактор Тейлора. Фактор Тейлора $M_p(q, g)$ для равноосных зерен определяется по формуле (3) пяти активным системам скольжения. Усредненный по всем ориентировкам фактор Тейлора $\bar{M}_p(q, \alpha)$ вычисляется с помощью коэффициентов ФРО $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ и аналогичных им коэффициентов $m_{\lambda\rho}^{\mu\nu}$ для фактора Тейлора [2, 3]:

$$\bar{M}_p(q, \alpha) = \sum_{\lambda=0}^L \sum_{\mu=1}^{N(\lambda)} \sum_{\nu=1}^{N'(\lambda)} m_{\lambda}^{\mu\nu} C_{\lambda}^{\mu\nu} \frac{1}{2\lambda+1} \cos \alpha, \quad (4)$$

где λ, μ, ν — индексы суммирования; $L, N(\lambda), N'(\lambda)$ — пределы суммирования, зависящие от симметрии материала; $m_{\lambda}^{\mu\nu}$ — коэффициенты разложения фактора Тейлора в ряд по сферическим гармоникам соответствующей симметрии; $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ — коэффициенты ФРО; α — угол между рассматриваемым направлением и направлением прокатки (НП). Вытянутость зерен можно оценить по микрофотографиям, полученным оптическим методом, как правило, для долевого (вдоль НП) и поперечного (поперек НП) сечений по толщине листового полуфабриката. Для вытянутых вдоль и поперек НП зерен один из пяти компонент тензора деформации, в первом случае e_{12} , а во втором — e_{23} , вследствие возможных сдвиговых деформаций становятся неопределенными [4]. Это приводит к уменьшению линейно независимых компонент тензора деформации до четырех, и, в результате, деформация в этих зернах осуществляется по четырем системам скольжения. В этом случае фактор Тейлора $M_b(q, g)$ определяется по фор-

муле (3) по четырем активным системам скольжения и усредненные факторы Тейлора для вытянутых вдоль НП зерен $\bar{M}_b^{\parallel}(q, \alpha)$ и поперек $\bar{M}_b^{\perp}(q, \alpha)$ вычисляются по формуле, аналогичной (4). Тогда общий усредненный фактор Тейлора $\bar{M}(q, \alpha)$ определяется из соотношения

$$\bar{M}(q, \alpha) = \bar{M}_p(q, \alpha) \cdot x + \left(\frac{a}{a+b} \cdot \bar{M}_b^{\parallel}(q, \alpha) + \frac{b}{a+b} \cdot \bar{M}_b^{\perp}(q, \alpha) \right) \cdot (1-x), \quad (5)$$

где $\bar{M}_p(q, \alpha)$ и $\bar{M}_b^{\parallel}(q, \alpha), \bar{M}_b^{\perp}(q, \alpha)$ — усредненные факторы Тейлора для равноосных и вытянутых вдоль и поперек НП зерен, соответственно; a и b — дополнительная степень вытянутости зерен по отношению к степени вытянутости образца вдоль и поперек НП; x — объемная доля равноосных зерен. Минимизированием $\bar{M}(q, \alpha)$ по q получаем зависимость $q_{\min}(\alpha)$, из которой определяется параметр анизотропии $R(\alpha)$:

$$R(\alpha) = \frac{q_{\min}(\alpha)}{1 - q_{\min}(\alpha)}. \quad (6)$$

Предложенная методика расчета зависимости КНА от угла α в плоскости листа $R(\alpha)$ была опробована в листе толщиной 1.0 мм алюминиевого сплава химического состава Al–0.6Mg–1.5Si–0.5Fe (вес.%), предварительно подвергнутого холодной прокатке и термообработке, включающей быстрый нагрев (в течение 2 мин) до 550°C, закалку в воду и последующее старение при 65°C в течение 8 ч [5]. Листовые образцы данного сплава до и после одноосного растяжения, а также микроструктура в долевым и поперечном направлениях и экспериментальные значения $R(\alpha)$ для трех направлений растяжения в плоскости листа под углами α 0, 45 и 90° к НП были предоставлены к.т.н. А. Ф. Гречниковой (АО “СМЗ”, г. Самара). Текстуру листов сплава до и после одноосного растяжения измеряли в виде четырех неполных полюсных фигур (ПФ) 111, 200, 220 и 311 методом “на отражение” на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 в $Co_{K\alpha}$ -излучении в диапазоне углов наклона α (0 ÷ 70°) и поворотов β (0 ÷ 360°) с шагом по α и β = 5°. По экспериментальным ПФ восстанавливали ФРО методом компонент с определением объемных долей основных ориентировок W_i [6–8]. Коэффициенты $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ разложения ФРО по сферическим функциям рассчитывали по объемным долям основных ориентировок W_i согласно методике, описанной в работах [3, 9]. Количественные параметры степени анизотропии зеренной структуры определяли с помощью программы Image ExpertPro 3.0.

При одноосном растяжении листов металлов и сплавов с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой основной системой скольжения является октаэдрическое скольжение (111)[110]. Однако в алюминиевых сплавах системы Al–Mg–Si были

выявлены в плоскостях (100) мельчайшие выделения игольчатого типа плотностью 10^{17} см^{-3} и размером в длину и поперечным сечением 66 и 7 нм, соответственно [10]. Эти выделения при растяжении при комнатной температуре активируют поперечное скольжение дислокаций от плоскостей (111) к плоскостям (100) и последующее скольжение по последним [11, 12]. Таким образом, для данных сплавов к октаэдрическому скольжению добавляется система скольжения (001)[110]. Критические напряжения сдвига (КНС) на этих системах скольжения оценивали исходя из обобщенного закона Шмида, предполагая, что отношение КНС для (111)[100] и (001)[110] систем скольжения равно отношению соответствующих усредненных ориентационных факторов, рассчитанных с учетом объемных долей основных ориентировок [13, 14].

На рис. 1 приведены сечения ФРО для углов $\varphi_2 = 0$ и 45° листов исследуемого сплава до (а) и после (б) растяжения. В табл. 1 и 2 представлены основные ориентировки с их объемными долями и соответствующие им факторы Шмида и ориентационные факторы для листов сплава до и после растяжения, соответственно. Из рис. 1 и данных табл. 1, 2 видно, что в текстуре листа сплава до и после растяжения присутствует несколько одинаковых кубических ориентировок и ориентировка типа (113) [2–11]. После растяжения к этим ориентировкам добавляются новые ориентировки с суммарной объемной

долей 0.22 (см. табл. 2). Из данных табл. 1 и 2 определили отношение КНС для (111)[110] и (001)[110] систем скольжения в начале и в конце растяжения: 2.16 и 1.77, соответственно.

На рис. 2 приведена микроструктура листа исследуемого сплава в долевом (а) и поперечном (б) направлениях. Видно, что большая часть зерен вытянута вдоль и поперек НП, однако присутствуют и равноосные зерна. Количественная обработка микроструктуры с помощью Image ExpertPro 3.0 показала, что средний размер зерна составляет 43 мкм, причем 90% зерен вытянутые и 10% — равноосные. При этом степень вытяжки зерен в долевом и поперечном направлениях составляла 2.14 и 2.19, соответственно. Вместе с тем, степень вытяжки образца в долевом и поперечном направлениях равнялась, соответственно, 1.75 и 0.75. Тогда дополнительные степени вытяжки зерен в долевом (а) и в поперечном (б) направлениях, соответственно, равны 0.39 и 1.44. Используя представленную выше методику расчета КНА и предполагая, что при растяжении деформация листов алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si обеспечивается скольжением дислокаций по системам (111)[110] и (001)[110] с соотношением КНС 1:1.96, усредненным до и после растяжения, а также с учетом полученных текстурных и структурных данных, рассчитали зависимость $R(\alpha)$ от угла α между НП и направлением растяжения образцов в плоскости листа.

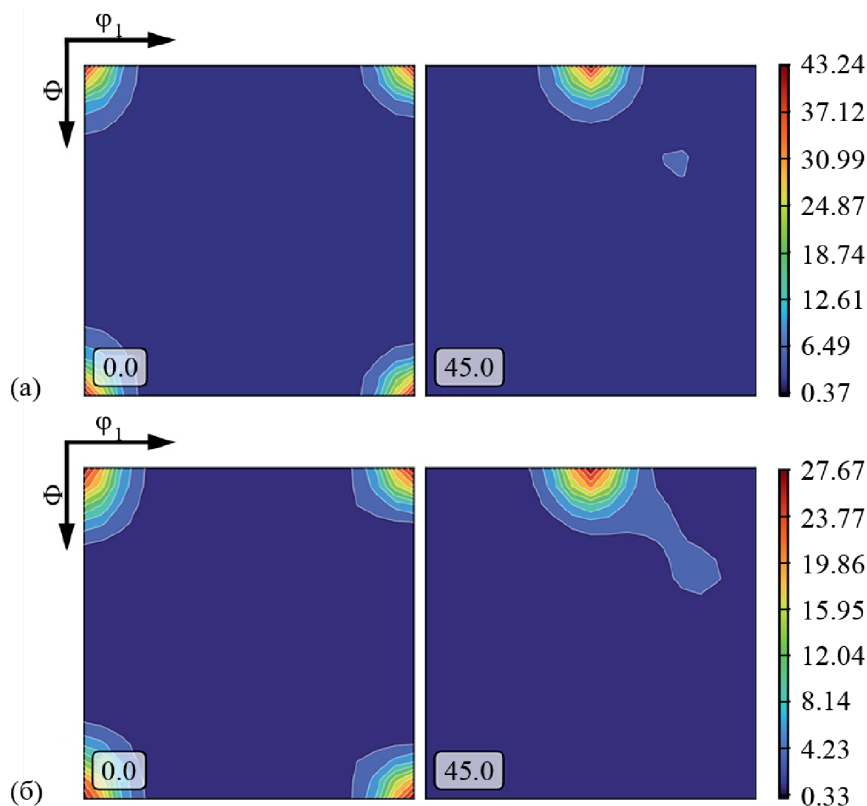


Рис. 1. Сечения ФРО для $\varphi_2 = 0$ и 45° , рассчитанные для листов сплава системы Al–Mg–Si до (а) и после (б) одноосного растяжения.

Таблица 1. Основные ориентировки листа сплава до растяжения, их объемные доли и соответствующие им факторы Шмида и ориентационные факторы

№	(hkl)[uvw]	Углы Эйлера (по Бунге) в °			W_j	m_j для (111) [110]	m_j для (001) [110]
		φ_1	Φ	φ_2			
1	(001)[100]	0	1	0	0.09	0.272	0.000
2	(016)[100]	358	9	1	0.12	0.272	0.000
3	(01.11)[7–10]	9	5	358	0.19	0.283	0.066
4	(131)[2–11]	20	73	21	0.24	0.182	0.236
		Бестекстурная составляющая			0.36	0.446	0.214
Обобщенный фактор Шмида						0.315	0.146
Ориентационный фактор						3.173	6.839
Отношение ориентационных факторов						2.16	

Таблица 2. Основные ориентировки листа сплава после растяжения, их объемные доли и соответствующие им факторы Шмида и ориентационные факторы

№	(hkl)[uvw]	Углы Эйлера (по Бунге) в °			W_j	m_j для (111) [110]	m_j для (001) [110]
		φ_1	Φ	φ_2			
1	(001)[24.-10]	1	0	0	0.09	0.277	0.020
2	(160)[001]	90	90	9	0.10	0.272	0.000
3	(171)[1-16]	79	83	10	0.15	0.273	0.112
4	(164)[9-9.11]	51	57	9	0.17	0.153	0.247
5	(192)[4-3.12]	70	77	6	0.05	0.250	0.184
6	(252)[3-47]	58	70	21	0.12	0.186	0.245
		Бестекстурная составляющая			0.32	0.446	0.214
Обобщенный фактор Шмида						0.297	0.168
Ориентационный фактор						3.367	5.952
Отношение ориентационных факторов						1.77	

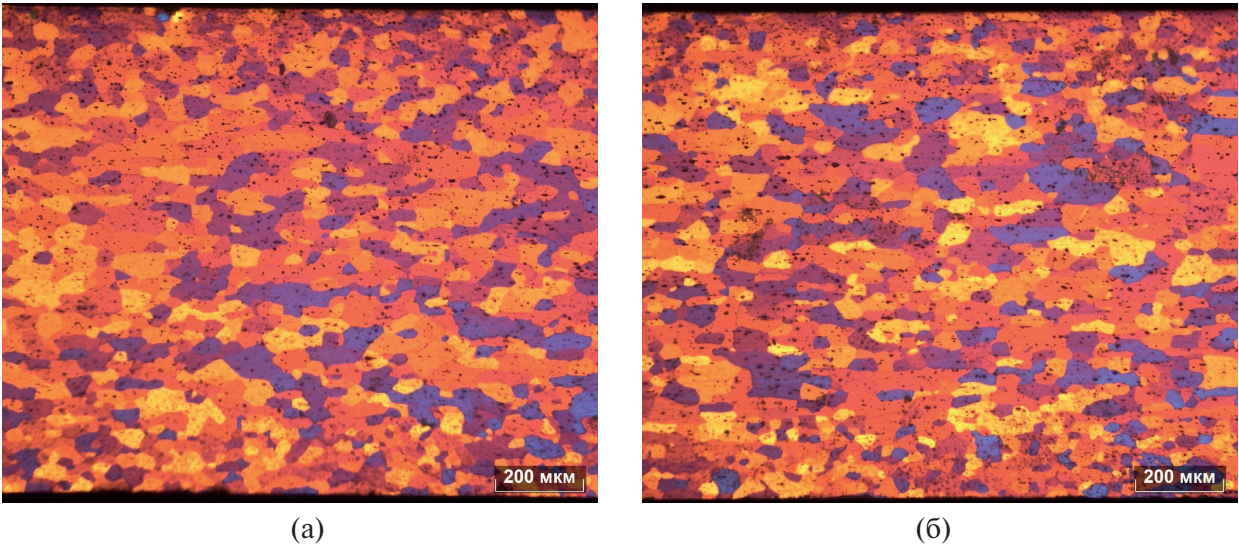


Рис. 2. Микроструктура листа сплава системы Al–Mg–Si в долевом (а) и поперечном (б) направлениях.

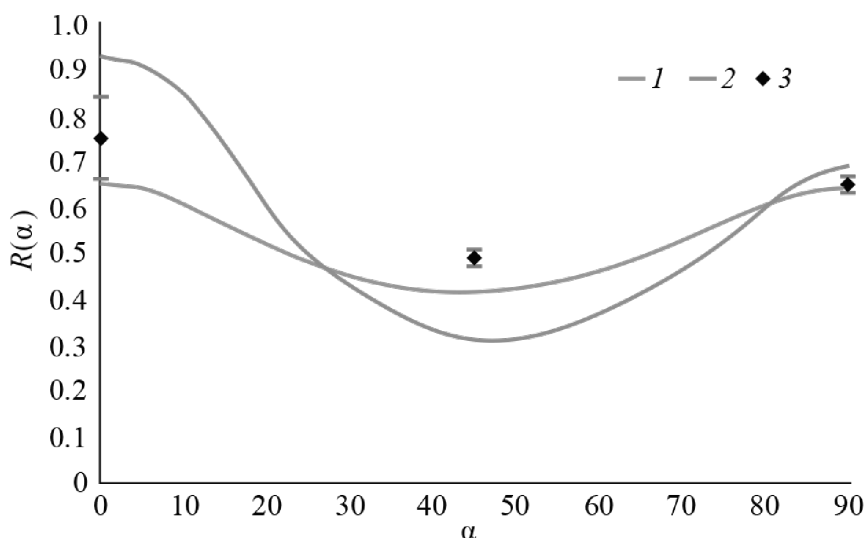


Рис. 3. Расчетные по предложенной модели (1) и классической модели Тейлора (2) и экспериментальная (3) зависимости $R(\alpha)$ в плоскости листа сплава системы Al–Mg–Si.

Для сравнения привели также зависимость $R(\alpha)$, рассчитанную в рамках модели Тейлора без учета влияния структурной анизотропии. Результаты расчета $R(\alpha)$ вместе с экспериментальными значениями КНА, полученными из механических испытаний, приведены на рис. 3. Видно, что учет структурной анизотропии при расчете зависимости $R(\alpha)$ приближает расчетные значения к экспериментальным по сравнению с величиной $R(\alpha)$, рассчитанной в рамках классической модели Тейлора. Степень отклонения расчетных и экспериментальных значений $R(\alpha)$ находится в пределах экспериментальных погрешностей измерения R и не превышает уровень отклонения, полученный для листов данного сплава в состоянии Т4 с использованием вязко-пластичной самосогласованной модели [15, 16]. Следует также отметить, что небольшой уровень плоскостной анизотропии в листах этого сплава указывает на благоприятное влияние сформировавшихся в процессе технологии параметров текстуры и структуры.

Таким образом, подводя итоги проведенных исследований, можно отметить, что впервые разработана методика количественной оценки КНА для листов металлов и сплавов с кубической решеткой в рамках модели Тейлора с учетом кристаллографической текстуры и структурной анизотропии. Методика успешно опробована для предсказания зависимости $R(\alpha)$ при растяжении в плоскости листа алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si. В дальнейшем разработанная методика может быть использована для определения количественных параметров текстуры и структуры, обеспечивающих заданный уровень нормальной и плоскостной анизотропии в листах различных металлов и сплавов с кубической решеткой. Это открывает дополнительные возможности целенаправленного поиска оптимальных режимов деформации и термообработки для полу-

чения листовых полуфабрикатов с высокими показателями штампуемости.

БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы благодарят к.т.н. А. Ф. Гречникову (АО «СМЗ», г. Самара) за предоставленные образцы листов сплава, а также за данные по микроструктуре и механическим испытаниям.

ИСТОЧНИК ФИНАНСИРОВАНИЯ

Исследования выполнены по государственному заданию № 075-00320-24-00.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Аверкиев Ю.А., Аверкиев А.Ю. Технология холодной штамповки. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
2. Bunge H.J. Texture Analysis in Materials Science. Mathematical Methods. Gottingen: Cuvillier Verlag, 1993. 595 p.
3. Park N.J., Klein H., Dahlem-Klein E. Program Systems: Physical Properties of Textured Materials. Gottingen: Cuvillier Verlag, 2001. 150 p.
4. Van Houtte P., Li S., Seefeldt M., Delannay L. Deformation Texture Prediction: from the Taylor Model to the advanced Lamel Model // International Journal of Plasticity. 2005. V. 21. P. 589–624. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2004.04.011>
5. Chen K.-X., Yan L.-Z., Zhang Y.-A., Li X.-W., Li Z.-H., Gao G.-J., Xiong B.-Q., Liu H.-W. Investigation of particles on the microstructure, texture and formability of Al–Mg–Si–Zn alloy for automotive body sheet // J. Mater. Sci. 2022. V. 57. P. 17779–17796. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07716-5>

6. *Helming K., Schwarzer R., Rauschenbach B., Geier S., Wenk H.-R., Ullemaier K., Heinitz J.* Texture estimates by means of components // *Z. Met.* 1994. V. 85. P. 545–553.
<https://doi.org/10.1515/ijmr-1994-850803>
7. *Schaeben H.* A Simple Standard Orientation Density Function: The Hyperspherical de la Vallée Poussin Kernel // *Physica Status Solidi B.* 1997. V. 200. P. 367–376.
[https://doi.org/10.1002/1521-3951\(199704\)200:2<367::AID-PSSB367>3.0.CO;2-I](https://doi.org/10.1002/1521-3951(199704)200:2<367::AID-PSSB367>3.0.CO;2-I)
8. *Ivanova T.M., Savelova T.I.* Robust method of approximating the orientation distribution function by canonical normal distributions // *The Physics of Metals and Metallography.* 2006. V. 101. P. 114–118.
<https://doi.org/10.1134/S0031918X06020037>
9. *Serebryany V.N.* Plastic Anisotropy Prediction by Ultrasonic Texture Data // *Texture and Microstructure.* 1996. V. 25. P. 223–228.
10. *Delmas F., Majimel J., Vivas M., Molenat G., Couret A., Coujou A.* Cross-slip and glide in 001 planes of Al–Mg–Si alloy 6056 // *Phil. Mag. Letters.* 2003. V. 83. P. 289–296.
<https://doi.org/10.1080/095008303100>
11. *Caillard D., Martin J.-L.* Glide of dislocations in non-octahedral planes of fcc metals: a review // *Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.)* 2009. V. 100. № 10. P. 1403–1410.
<https://doi.org/10.3139/146.110190>
12. *Colin J., Beauchamp P., Brochard S., Grilhe J., Coujou A.* Non-linear elastic effects in plasticity: 100 dislocation gliding in aluminum-based alloy // *EPL.* 2007. V. 78. P. 16002 (p1–p4).
<https://doi.org/10.1209/0295-5075/78/16002>
13. *Kocks U.F., Tome C.N., Wenk H.R.* Texture and Anisotropy. Cambridge: Cambridge Univer. Press, 1998. 675 p.
14. *Serebryany V.N., Rokhlin L.L., Monina A.N.* Texture and Anisotropy of Mechanical Properties of the Magnesium Alloy of Mg–Y–Gd–Zr System // *Inorganic Materials: Applied Research.* 2014. V. 5. № 2. P. 116–123.
<https://doi.org/10.1134/S207511331402018X>
15. *Engler O., Schafer C., Runar Myhr O.* Effect of natural ageing and pre-straining on strength and anisotropy in aluminium alloy AA 6016 // *Materials Science & Engineering A.* 2015. V. 639. P. 65–74.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.097>
16. *Engler O.* Effect of precipitation state on plastic anisotropy in sheets of the age-hardenable aluminium alloys AA 6016 and AA 7021 // *Materials Science & Engineering A.* 2022. V. 830. 142324.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142324>

CONTRIBUTION OF TEXTURE AND STRUCTURE TO THE FORMABILITY OF ALLOY SHEETS OF THE Al–Mg–Si SYSTEM

V. N. Serebryany^a, A. S. Kolyanova^a, A. S. Gordeev^a

^a*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia*

Presented by Academician of the RAS K. V. Grigorovich

A modified Taylor model is proposed for quantitative evaluation of the formability parameter of sheets of metals and alloys – the normal anisotropy coefficient (NAC). The model takes into account the contribution of the crystallographic texture and structural anisotropy of the material under study. The model was used to predict the dependence of the NAC on the angle between the rolling and tension directions in the plane of the Al–Mg–Si alloy sheet. Good agreement was obtained between modeled and experimental values of the NAC.

Keywords: normal anisotropy coefficient, texture, orientation distribution function, grain microstructure, Taylor model, sheet, aluminum alloy