

Концептуальні засади валкової розливки-прокатки високоміцних алюмінієвих сплавів

У цій роботі представлені результати, що показують можливість отримання тонколистових заготовок з широкого спектру алюмінієвих сплавів методом валкової розливки. У ході досліджень виконано аналіз технологічних рішень відомих на сьогоднішній день способів безперервного лиття-прокатки листової металопродукції. На лабораторній установці двовалкової розливки металів відпрацьовані фізико-технологічні параметри (температура та швидкість розливки, інтенсивність тепловідведення тощо), що забезпечують стійкий процес отримання листової заготовки невеликої товщини (1–5 мм) з алюмінієвих сплавів, що досліджуються. Вперше в металургійній практиці методом валкової розливки отримані литі листові заготовки з широкоінтервальних алюмінієвих сплавів Д16 ($\geq 130^\circ\text{C}$) і В95 ($\geq 160^\circ\text{C}$).

В ході досліджень для визначення еволюції структур дослідних зразків зі сплавів, що вивчаються, проведені їх металографічні дослідження на всіх етапах технологічного ланцюжка «валкова розливка + гаряча прокатка + термічна обробка». Враховуючи, що між первинною структурою литих заготовок та якістю кінцевої металопродукції існує спадковий взаємозв'язок встановлено, що для всіх вивчених алюмінієвих сплавів основою структур на стадії «валкова розливка» є α -фаза. Встановлено, що при швидкості охолодження, характерній валковій розливці, α -фаза в литих заготовках має однорідну дрібнозернисту структуру. При цьому невеликі включення дисперсних інтерметалідних та евтектичних фаз, які присутні у структурі литих заготовок, рівномірно розподілені за їх перерізами.

Для оцінки процесів, що відбуваються у заготовках на стадії «гаряча прокатка», визначено закономірності зміни кількісних характеристик структур залежно від ступеня їхньої деформації, а саме: E — частку інтерметалідних фаз; D — розмір кристалів інтерметалідів; A — параметр форми інтерметалідів; R — розмір дендритних осередків; Ar — параметр форми дендритних осередків. Також було встановлено, що на стадії «термічна обробка» дослідних зразків після їхньої гарячої прокатки відбувається часткова рекристалізація α -Al твердого розчину, а також зменшення вмісту інтерметалідів і сфероїдизація інтерметалідних фаз, що залишилися.

Зрештою, зміни, що відбувалися в структурах дослідних зразків, позитивно вплинули на якість кінцевої стрічки, що й було підтверджено рівнем їх механічних характеристик.

Ключові слова: валкова розливка, алюмінієвий сплав, кристалізація, лита заготовка, структура, властивості.

Вступ. У загальному обсязі світового виробництва металопродукції частка листового прокату становить понад 50 %, і останні десятиліття конкуренція неухильно зростає через велику кількість потенційних постачальників продукції [1–3]. Щоб залишатися конкурентоспроможними на ринку, провідні виробники такої металопродукції постійно вдосконалюють технології розливки-прокатки металів. Класичне безперервне розливання металів практично вичерпало потенціал для підвищення ефективності процесу. Тому одним із вдалив технічних рішень останніх десятиліть щодо вдосконалення технології розливки металів можна віднести, наприклад, безперервне розливання сталі на середній і тонкий сляб, який потім прокатується в лист в єдиному технологічному ланцюзі. Така технологічна схема отримала назву «ливарно-прокатний модуль» (ЛПМ), і останні модифікації таких ЛПМ досягають продук-

тивності 2 млн т/рік на один струмок [1–6].

Постановка проблеми. Технологічні схеми ЛПМ мають більш високі конкурентні переваги в порівнянні зі стандартним безперервним розливанням металів, але водночас ряд технічних і технологічних проблем не дозволяють їм повністю витіснити класичні слябові машини безперервного розливання заготовок (МБРЗ). У зв'язку з цим проблема розвитку існуючих та створення нових технологій розливки-прокатки металів залишається актуальною і на сьогоднішній день. Серед останніх досягнень у розвитку металургійних технологій найбільш ефективною є валкова розливка-прокатка металевих сплавів, яка дозволяє отримати листову металопродукцію прямо з рідкого металу [7]. Очевидно, що технічні та функціональні показники валкової розливки-прокатки (Casting-технології) істотно вищі за традиційні методи безперервного розливання металів [8–11].

Дуже широко у різних галузях промисловості використовується металопрокат з різних алюмінієвих сплавів. І при отриманні тонкого металопрокату з алюмінієвих сплавів за традиційною технологією, тобто роздільним литтям заготовок з їх наступною прокаткою, не вдається забезпечити високих споживчих показників кінцевої продукції (якість, собівартість) [12, 13]. Тому останнім часом для отримання алюмінієвого листа широко застосовується технологія валкової розливки-прокатки, головним чином, при виробництві листового металопрокату з алюмінієвих сплавів середньої міцності системи Al-Mg-Si (серія 6xxx) [14—16]. Але найбільш актуальним на сьогоднішній день є листовий металопрокат з високоміцних алюмінієвих сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu (серія 7xxx) та сплавів середньої міцності системи Al-Mg-Cu (серія 2xxx). Відсутність Castrip-технології для високоміцних алюмінієвих сплавів даних систем пов'язана з дуже широким інтервалом їхньої кристалізації (≥ 130 °C).

Мета роботи. У зв'язку з цим метою роботи було вивчення процесів формування структури та властивостей листової продукції із високоміцних алюмінієвих сплавів методом валкової розливки-прокатки у єдиному технологічному ланцюжку.

Матеріали та методика дослідження. Матеріалами, що досліджуються, був широкий спектр алюмінієвих сплавів (АД35, АМг5, Д16 і В95), який відноситься до найбільш поширених представників

деформованих та зміцнюваних термічною обробкою алюмінієвих сплавів (табл. 1).

Листові заготовки зі сплавів, що вивчаються, отримували на лабораторній установці з двовалковим кристалізатором діаметром валків 420 мм з регульованим кутом нахилу площини розливу до горизонту до 45 градусів (рис. 1). Вона складається з заливального пристрою 1, проміжного пристрою для подачі металу на валки 2, вузла валків-кристалізаторів 3, знімача стрічок 4 і барабанного транспортера заготовки 5. Управління роботою установки здійснюється з пульта, встановленого окремо від неї. Основні технічні характеристики експериментальної установки

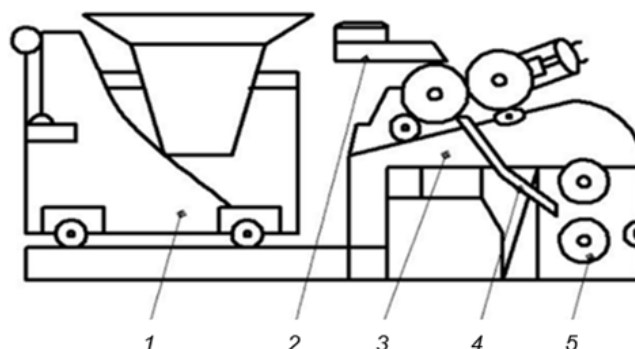


Рис. 1. Схема установки для валкової розливки металевих сплавів

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваних алюмінієвих сплавів

Сплав ГОСТ (EN)	Показники	Легуючі елементи, %						
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
В95 (7075)	Станд.	до 0,5	до 0,5	1,4—2,0	0,2—0,6	1,8—2,8	0,1—0,25	5,0—7,0
	Факт	0	0,15	1,7	0,24	2,82	—	6,61
АМг5 (5056)	Станд.	до 0,5	до 0,5	до 0,1	0,3—0,8	4,8—5,8	0,0—0,25	до 0,20
	Факт	0,08	0,44	0,07	0,65	4,43	—	<0,2
Д16 (2024)	Станд.	до 0,5	до 0,5	3,8—4,9	0,3—0,9	1,2—1,8	до 0,1	до 0,25
	Факт	0,36	0,45	4,61	0,72	0,94	—	—
АД35 (6082)	Станд.	0,7—1,3	до 0,5	до 0,1	0,4—1,0	0,6—1,2	до 0,35	до 0,2
	Факт	0,82	0,12	0,21	0,75	0,89	0	<0,3

Таблиця 2

Технічні характеристики експериментальної установки валкової розливки-прокатки

Характеристика	Значення
Розрахункова продуктивність установки, т/г	18
Вага установки, т	3
Зовнішній діаметр валків-кристалізаторів, мм	420
Довжина валка, мм	600
Матеріал бандажів валків-кристалізаторів	сталь
Діапазон регулювання кута нахилу валків до горизонту, град.	0÷45
Максимальна маса плавки, кг	150
Номинальна потужність приводу, кВт	5,5
Максимальне число обертів двигуна, об/хв.	1440
Максимальна швидкість розливання, м/с	0,6÷1,2
Максимальний обсяг подачі рідини, що охолоджує, м³/г	36
Діапазон товщини смуг, що виробляються, мм	1÷5

валкової розливки наведено у табл. 2.

В ході експериментів отримували литі листові заготовки з досліджуваних сплавів завтовшки до 5 мм і завширшки до 400 мм. Отримані заготовки прокатували в гарячому стані з різним ступенем обтискання (ε): 0, 50, 63, 75 та 87 %. Механічні випробування та металографічні дослідження зразків проводили за стандартними методиками.

Результати дослідження та їх обговорення. На початку досліджень методом диференціально-термічного аналізу (ДТА) визначено фактичні температури фазових перетворень сплавів, що вивчаються (табл. 3), які показали хорошу кореляцію зі стандартними їх значеннями [17].

Для визначення еволюції структур дослідних зразків зі сплавів, що вивчаються, проведені їх металографічні дослідження на всіх етапах технологічного ланцюжка «валкова розливка + гаряча прокатка ($\varepsilon = 75\%$) + термічна обробка». Встановлено, що структури всіх типів сплавів у литому вигляді, головним чином, складаються з первинних кристалів α -фази різної дисперсності (рис. 2) [18, 19]. При цьому, поряд з α -фазою, у структурах усіх сплавів спостерігаються невеликі включення дисперсних інтерметалідних та евтектичних фаз, які рівномірно розподілені за перерізами зразків. А, як відомо, між первинною структурою литих заготовок та якістю кінцевої металопродукції існує спадковий взаємозв'язок [20, 21].

Враховуючи великий обсяг матеріалів для чотирьох досліджених сплавів, далі проведемо аналіз еволюції мікроструктур з прикладу зразків зі сплаву В95 (інтервал кристалізації $>160^\circ\text{C}$), на яких зміни виявляються найбільш наочно. Отже, зміна мікроструктури сплаву В95, підданого комплексній обробці

Таблиця 3

Температури фазових перетворень досліджуваних алюмінієвих сплавів

Сплав за ГОСТ (EN)	Температура, $^\circ\text{C}$		
	Ліквідус	Солідус	Інтервал кристалізації
АД35 (6082)	641/652	564/582	77/70
АМг5 (5056)	632/640	567/585	65/55
В95 (7075)	630/635	470/477	160/158
Д16 (2024)	635/638	503/502	132/136

Примітка: у чисельнику — дослідні значення; у знаменнику — стандартні

«валкова розливка + гаряча прокатка» залежно від ступеня деформації, представлено на рис. 3.

З аналізу даного рисунка видно, що у литому вигляді мікроструктура заготовок у всьому обсязі представлена рівноосними дендритами α -Al твердого розчину різного ступеня розгалуженості (рис. 3, а). Пластична деформація литих заготовок на стадії гарячої прокатки призводить до орієнтації кристалів α -фази у напрямку прокатки (рис. 3, б). Зі збільшенням ступеня деформації орієнтація кристалів α -фази стає очевиднішою, що призводить до утворення мікроструктури рядкового типу. При цьому гаряча прокатка сприяє подрібненню інтерметалідних фаз, що є каталізуючим фактором процесу їх розчинення, а також відбувається їх орієнтація в площині за напрямком прокатки (рис. 3, в).

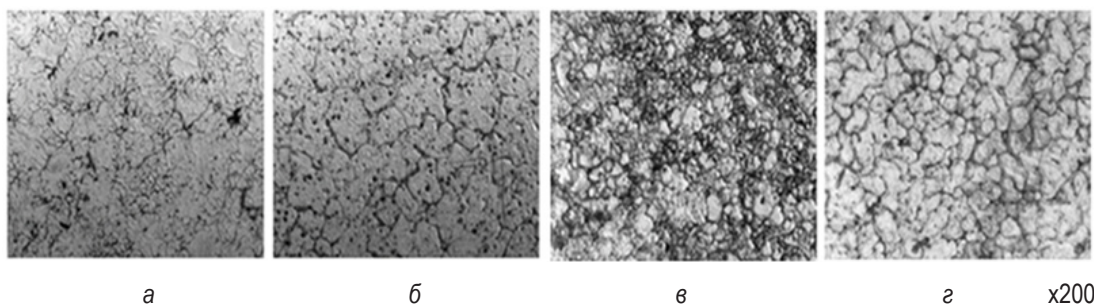


Рис. 2. Мікроструктури листових заготовок із досліджуваних сплавів у литому стані: а — АД35 (6082); б — АМг5 (5056); в — В95 (7075); г — Д16 (2024)

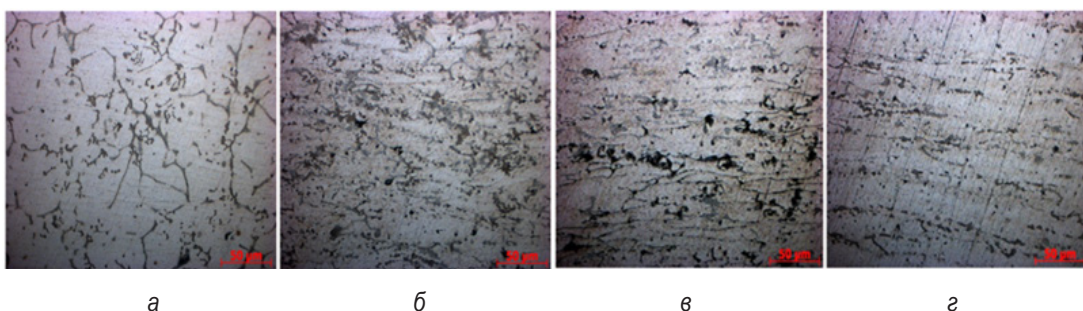


Рис. 3. Еволюція мікроструктури сплаву В95 вздовж технологічного ланцюжка «валкова розливка — гаряча прокатка» залежно від ступеня його деформації: а — литий стан; б — ступінь деформації $\varepsilon = 50\%$; в — $\varepsilon = 67,5\%$; г — $\varepsilon = 75\%$

Для оцінки процесів, що відбуваються в заготовках при гарячій прокатці, визначені кількісні характеристики структур залежно від ступеня їх деформації (ϵ), а саме: E — частку інтерметалідних фаз; D — розмір кристалів інтерметалідів; A — параметр форми інтерметалідів, що визначається як співвідношення більшого розміру кристала до меншого; R — розмір дендритних осередків; Ar — параметр форми дендритних осередків (рис. 4) [18].

Порівняльний аналіз кількісних характеристик мікроstruktur дослідних зразків свідчить про зменшення кількості інтерметалідних фаз у структурі сплаву, що пов'язано з їх частковим розчиненням в процесі гарячої прокатки (рис. 4, а). Крім того, відбувається зменшення розміру інтерметалідних фаз, що залишилися в структурі сплаву, ймовірно, через їх руйнування та часткове поверхневе розчинення в процесі гарячої прокатки (рис. 4, б). При цьому зростання параметра форми дендриту α -Al твердого розчину (рис. 4, в і г) обумовлено збільшенням його довжини в напрямку прокатки.

Для встановлення повної картини вздовж всього технологічного ланцюжка усі дослідні зразки після стадії «валкова розливка — гаряча прокатка» були піддані термічній обробці. Термічну обробку зразків для всіх сплавів проводили з урахуванням даних їхнього диференціально-термічного аналізу за трьома аналогічними схемами. Наприклад, для сплаву В95 ці схеми були такі: режим № 1 — відпал при $T = 415^\circ\text{C}$, $t = 2$ години, охолодження з піччю до 150°C далі на повітрі; режим № 2 — гартування при $T = 495^\circ\text{C}$,

$t = 30$ хв. з охолодженням у воді, старіння при кімнатній температурі понад 3 доби; режим № 3 — гартування при $T = 495^\circ\text{C}$, $t = 30$ хв. з охолодженням у воді, старіння у печі при температурі 120°C протягом доби та охолодження на повітрі.

В результаті термічної обробки дослідних зразків після їх гарячої прокатки відбувається часткова рекристалізація α -Al твердого розчину, а також сфероїдизація інтерметалідних фаз. Про це свідчать округлі межі розділу «інтерметалід — α -Al» (рис. 5, б, в і г). Кількість інтерметалідів у них помітно зменшується, що пов'язано з частковим їх розчиненням у α -Al твердому розчині. Будь-який з розглянутих видів термообробки дослідних зразків сприяє зменшенню розміру інтерметалідів через прискорення їх розчинення в матричному розчині.

На заключному етапі досліджень проведено випробування щодо визначення механічних характеристик дослідних зразків з досліджуваних сплавів після впливу на них усіх факторів у технологічному ланцюжку «валкова розливка + гаряча прокатка ($\epsilon = 75\%$) + термічна обробка». Проведені випробування показали більш високий рівень механічних характеристик дослідних стрічок для всіх досліджених сплавів порівняно з їх стандартним рівнем (табл. 4). Як видно, показники міцності збільшуються незначно (до 12 %), що, ймовірно, пов'язане з руйнуванням та частковим розчиненням інтерметалідних фаз у α -Al (тобто збільшенням пересиченості твердого розчину цієї фази). При цьому відносно подовження (δ) істотно підвищується (до 2,5 разів), що є наслідком змен-

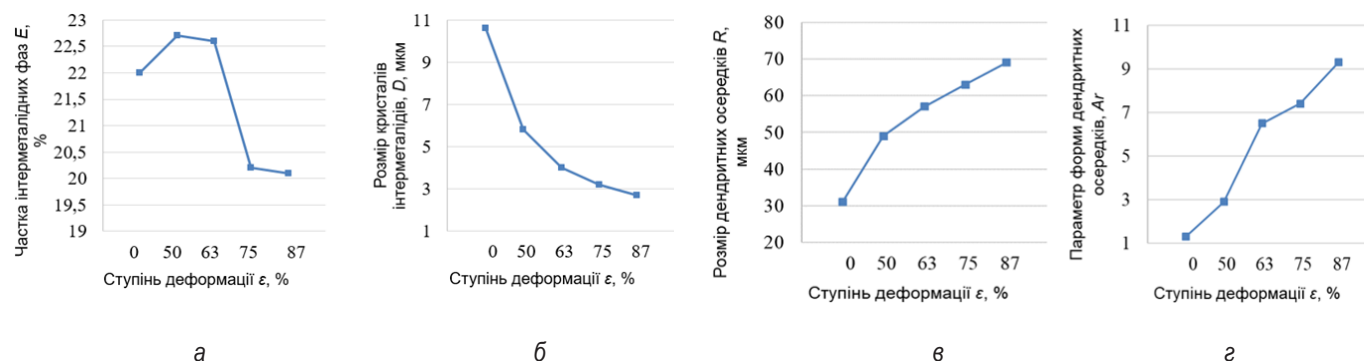


Рис. 4.

Кількісні характеристики мікроstruktur зразків зі сплаву В95 після стадії «гаряча прокатка»: а — частка інтерметалідних фаз; б — розмір кристалів інтерметалідних фаз; в — розмір дендритних осередків; г — параметри форми дендритних осередків

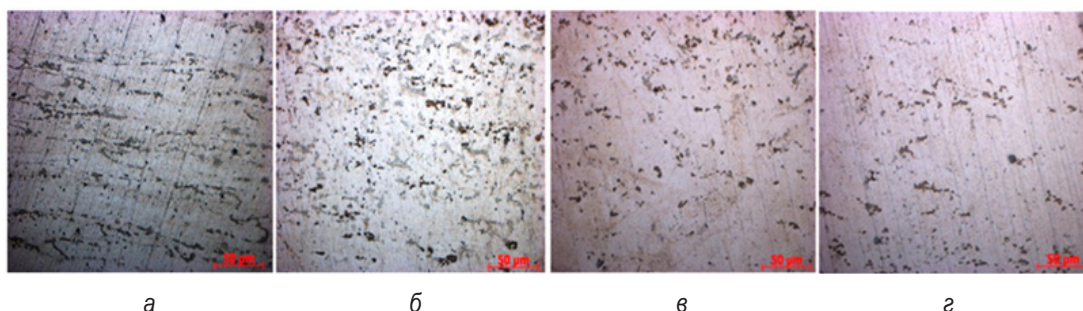


Рис. 5.

Еволюція мікроstruktur деформованих зразків із сплаву В95 після їх термічної обробки: а — деформований стан; б — після термообробки за режимом № 1; в — після термообробки за режимом № 2; г — після термообробки за режимом № 3

Механічні властивості стрічок, отриманих валковою розливкою-прокаткою дослідних сплавів

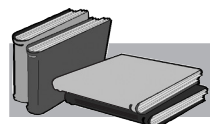
Сплав		Межа плинності $\sigma_{0.2}$, МПа	Межа міцності σ_B , МПа	Відносне подовження δ , %
В95	Експеримент	475	545	16
	ГОСТ	461	520	6
Д16	Експеримент	320	450	22
	ГОСТ	284	412	10
АД35	Експеримент	254	333	19
	ГОСТ	245	314	8

шення розміру кристалів як твердого розчину алюмінію, так і інтерметалідних фаз.

Висновки

Таким чином, в результаті проведених досліджень доведено можливість отримання листової металопродукції з різного спектру алюмінієвих сплавів методом їх валкової розливки-прокатки. Вперше у світовій металургійній практиці методом валкової розливки отримані литі листові заготовки з високоміцних алюмінієвих сплавів систем Al-Cu (Д16) та Al-Zn (В95) з дуже широким інтервалом кристалізації

(≥ 130 °С та 160 °С відповідно). Вивчено зміни, що відбуваються в мікроструктурі одержуваної стрічки з досліджуваних сплавів на кожному етапі технологічного ланцюжка «валкова розливка — гаряча прокатка — термічна обробка». Встановлено закономірності взаємозв'язку структур стрічок та їх механічних характеристик, обумовлених впливом технологічних факторів у процесі валкової розливки-прокатки цих сплавів. Показано, що одержаний рівень механічних властивостей стрічок з досліджених сплавів значно перевищують рівень стандартних показників для цих сплавів.

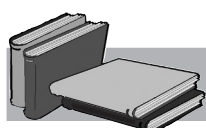


ЛІТЕРАТУРА

- Смирнов А.Н., Пилушенко В.Л., Момот С.В. и др. Процессы непрерывной разливки. Донецк: ДонНТУ, 2002. 536 с.
- Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали. Донецк: ДонНТУ, 2011. 482 с.
- Смирнов А.Н., Куберский С.В., Смирнов Е.Н. Будущее непрерывной разливки стали: тонкий лист. *ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018. № 4. С. 73—78.
- Muller J., Geerkens C., Emling W.H. CSP® Casting Technology — 25 Years of Success. Proceedings Conf. AISTech 2015. P. 2380—2388.
- Матвеев Б.Н. Компактные литейно-прокатные агрегаты для производства особо тонких горячекатаных полос (аналитический обзор). *ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2016. № 7. С. 80—83.
- Arvedi G., Mazzolari F., Bianchi A., Holleis G., Siegl J., Angerbauer A. The Arvedi endless strip production line (ESP): from liquid steel to hot rolled coil in seven minutes. *La Revue de Métallurgie*. 2008. Vol. 105. No. 7—8. P. 398—407. <https://doi.org/10.1051/metal:2008057>
- Menet P.-Y., Basson F., Maiwald K., Cayol R. Strip Casting Technology. A Key to Product Quality. Proc. of Melt Quality Workshop. Madrid, 2001. P. 25—29.
- Wechsler R. The status of twin-roll casting technology. Comparison with conventional technology. *La Revue de Métallurgie*. 2002. Vol. 99. No. 11. P. 941—948. <https://doi.org/10.1051/metal:2002101>
- Сосински Д.Дж. и др. Процесс «Castrip» — последние достижения на промышленной установке завода Nucor Steel. *Металлург*. 2008. № 12. С. 43—46.
- Шалимов А.Г. Двухвалковые литейно-прокатные агрегаты для производства тонких горячекатаных стальных полос. Ч. II. *Электрометаллургия*. 2014. № 2. С. 12—16.
- Guthrie R.I.L., Isac M., Li D. Ab-initio predictions of interfacial heat flows during the high speed casting of liquid metals in near net shape casting operations. *Steel Research International*. 2010. Vol. 81. Iss. 10. P. 891—898. <https://doi.org/10.1002/srin.201000169>
- Мазур В.Л., Ноговицын А.В. Теория и технология тонколистовой прокатки. Днепропетровск: РВА Днипро-VAL, 2010. 500 с.
- Зайков М.А., Полухин В.П., Зайков А.М., Смирнов Л.Н. Процесс прокатки. Москва: МИСИ, 2004. 640 с.
- Бровман М.Я., Николаев В.А., Полухин В.П. Протяженность зоны пластической деформации и допустимая скорость при бесслитковой прокатке стальных полос. *Металлы*. 2007. № 1. С. 44—49.

15. Гридин А.Ю., Шапер М., Данченко В.Н. Получение полос из высокопрочных алюминиевых сплавов валковой разливкой-прокаткой. *Обработка металлов давлением*. 2011. № 3 (28). С. 184—194.
16. Шур И.А. Перспективы развития бесслитковой прокатки алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*. 2001. № 5—6. С. 38—41.
17. Totten G.E., MacKenzi D.S. Aluminum and Aluminum Alloys. Handbook of Aluminum: Vol. 1, 1993. 598 p.
18. Ноговицын А.В., Нурадинов А.С., Прыгунова А.Г. и др. Структура и свойства литой ленты из сплава Д16 в технологической цепочке «валковая разливка + горячая прокатка + термическая обработка». *Металловедение и термическая обработка*. 2020. № 2. С. 49—59.
19. Nuradinov A.S., Eldarkhanov A.S., Kondratyev Yu.I., Nuradinov I.A. Development of Production Regimes for Twin-Roll Casting of Metal Alloys. *Steel in Translation*. 2021. Vol. 51. No. 10. P. 723—727. <https://doi.org/10.3103/S0967091221100119>
20. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах. Самара: СамГТУ, 1995. 248 с.
21. Кондратюк С.Е. Структурообразование, наследственность и свойства литой стали. Киев: Наукова Думка, 2010. 176 с.

Надійшла 13.12.2023



REFERENCES

1. Smirnov, A.N., Pilushenko, V.L., Momot, S.V. et al. (2002). Continuous casting processes. Donetsk: DonNTU, 536 p. [in Russian].
2. Smirnov, A.N., Kubersky, S.V., Shtepan, E.V. (2011). Continuous casting of steel. Donetsk. DonNTU, 482 p. [in Russian].
3. Smirnov, A.N., Kubersky, S.V., Smirnov, E.N. (2018). Future of the continuous casting of steel: thin strip. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*, 4, 73-78 [in Russian].
4. Muller, J., Geerkens, C., Emling, W.H. (2015). CSP® Casting Technology — 25 Years of Success. Proceedings Conf. AISTech, 2380-2388.
5. Matveev, B.N. (2016). The Compact casting and rolling plants for the production of the particularly thin hot-rolled strips (the analytical review). *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*, 7, 80-83 [in Russian].
6. Arvedi, G., Mazzolari, F., Bianchi, A., Holleis, G., Siegl, J., Angerbauer, A. (2008). The Arvedi endless strip production line (ESP): from liquid steel to hot rolled coil in seven minutes. *La Revue de Métallurgie*, 105(7-8), 398-407. <https://doi.org/10.1051/metal:2008057>
7. Menet, P.-Y., Basson, F., Maiwald, K., Cayol, R. (2001). Strip Casting Technology. A Key to Product Quality, Proc. of Melt Quality Workshop, Madrid, 25-29.
8. Wechsler, R. (2002). The status of twin-roll casting technology. Comparison with conventional technology. *La Revue de Métallurgie*, 99(11), 941-948. <https://doi.org/10.1051/metal:2002101>
9. Sosinski, D.D. et al. (2008). Castrip Process — Latest Advances at Nucor Steel Industrial Plant. *Metallurg*, 12, 43-46 [in Russian].
10. Shalimov, A.G. (2014). Twin-roll casting and rolling units for the production of thin hot-rolled steel strips. Part II. *Electrometallurgy*, 2, 12-16 [in Russian].
11. Guthrie, R.I.L., Isac, M., Li, D. (2010). Ab-initio predictions of interfacial heat flows during the high speed casting of liquid metals in near net shape casting operations. *Steel Research International*, 81(10), 891-898. <https://doi.org/10.1002/srin.201000169>
12. Mazur, V.L., Nogovitsyn, A.V. (2010). Theory and technology of thin sheet rolling. Dnepropetrovsk: RVA Dnipro-VAL, 500 p. [in Russian].
13. Zaykov, M.A., Poluhin, V.P., Zaykov, A.M., Smirnov, L.N. (2004). Rolling process. Moscow: MISIS, 640 p. [in Russian].
14. Brovman, M.Y., Nikolaev, V.A., Polukhin, V.P. (2007). Length of the plastic deformation zone and permissible speed during non-ingot rolling of steel strips. *Metals*, 1, 44—49 [in Russian].
15. Gridin, A.Y., Shaper, M., Danchenko, V.N. (2011). Production of strips from high-strength aluminum alloys by roll casting and rolling. *Metal forming*, 3(28), 184-194 [in Russian].
16. Shur, I.A. (2001). Prospects for the development of non-ingot rolling of aluminum alloys. *Light alloy technology*, 5-6, 38-41 [in Russian].
17. Totten, G.E., MacKenzi, D.S. (1993). Aluminum and Aluminum Alloys. Handbook of Aluminum: Vol. 1, 598 p.
18. Nogovitsyn, A.V., Nuradinov, A.S., Prigunova, A.G. et al. (2020). Structure and properties of cast strip made of alloy D16 in the technological chain “roll casting + hot rolling + heat treatment”. *Metallurgy and Heat Treatment*, 2, 49-59 [in Russian].
19. Nuradinov, A.S., Eldarkhanov, A.S., Kondratyev, Yu.I., Nuradinov, I.A. (2021). Development of Production Regimes for Twin-Roll Casting of Metal Alloys. *Steel in Translation*, 51(10), 723-727. <https://doi.org/10.3103/S0967091221100119>
20. Nikityn, V.I. (1995). Heredity in cast alloys. Samara, SamGTU, 248 p. [in Russian].
21. Kondratuk, S.Ye. (2010). Structure formation, heredity and properties of cast steel. Kyiv: Naukova Dumka, 176 p. [in Russian].

Received 13.12.2023

Summary

I.A. Nuradinov, Postgraduate Student, e-mail: inuradinov@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0001-8916-5247>

*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
(Kyiv, Ukraine)*

Conceptual principles of roll casting-rolling of high-strength aluminum alloys

This paper presents the results showing the possibility of obtaining thin-sheet billets from a wide range of aluminum alloys by the method of two-roll casting. In the course of the research, an analysis of the technological solutions of the currently known methods of continuous casting and rolling of sheet metal products was performed. At the laboratory installation of two-roll casting of metals, physical and technological parameters (temperature and speed of casting, intensity of heat removal, etc.) have been worked out, which ensure a stable process of obtaining a sheet billet of small thickness (1-5 mm) from the investigated aluminum alloys. For the first time in metallurgical practice, cast sheet billets from wide-interval aluminum alloys EN2024 (Д16) ($\geq 130^\circ\text{C}$) and EN7075 (B95) ($\geq 160^\circ\text{C}$) were obtained by the roll casting method.

In the course of research to determine the evolution of the structures of test samples from the studied alloys, their metallographic studies were carried out at all stages of the technological chain "roll casting + hot rolling + heat treatment". Taking into account that there is a hereditary relationship between the primary structure of the cast billets and the quality of the final metal product, it was established that for all studied aluminum alloys, the basis of the structures at the "roll casting" stage is the α -phase. It was established that at the cooling rate characteristic of roll casting, the α -phase in the cast billets has a homogeneous fine-grained structure. At the same time, small inclusions of dispersed intermetallic and eutectic phases, which are present in the structure of cast billets, are evenly distributed along their cross-sections.

In order to evaluate the processes occurring in the billets at the "hot rolling" stage, the patterns of changes in the quantitative characteristics of the structures depending on the degree of their deformation were determined, namely: E is the proportion of intermetallic phases; D is the size of intermetallic crystals; A is shape parameter of intermetallics; R is the size of dendritic cells; Ar is a shape parameter of dendritic cells. It was also established that at the stage of "heat treatment" of the test samples after their hot rolling, partial recrystallization of the α -Al solid solution occurs, as well as a decrease in the content of intermetallics and spheroidization of the remaining intermetallic phases.

Ultimately, the changes occurring in the structures of the experimental samples had a positive effect on the quality of the final tape, which was confirmed by a relatively higher level of their mechanical characteristics.

Keywords

Roll casting, aluminum alloy, crystallization, cast billet, structure, properties.