



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2026-1-81-86>
УДК 669.175.2

Поступила 30.01.2026
Received 30.01.2026

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ЛЕНТЫ ПОСЛЕ ДВУХВАЛКОВОЙ ЗАКАЛКИ-ПРОКАТКИ РАСПЛАВА

М. Н. ВЕРЕЩАГИН, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48.

Н. М. ЗАПУСКАЛОВ, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П. Бардина, г. Москва, Россия

С. И. КИРИЛЮК, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail kirilik@gstu.by

В работе представлено описание установки для двухвалковой быстрой закалки-прокатки расплава в валках со сверхтонким бандажом. Показано, что основные процессы деформирования ленты происходят в ванне расплава, расположенного в межвалковом пространстве. Особенностью кристаллического строения тонких лент из сплава Fe-Si-Al является зонный характер, когда кристаллы имеют особое расположение, форму и величину. Приведены зависимости влияния температуры отжига быстрозакаленных лент различной толщины на размер среднего зерна и его микротвердость.

Ключевые слова. Температура, охлаждение, закалка, кристаллическое строение, зерно, микротвердость.

Для цитирования. Верещагин, М. Н. Металлографическая структура ленты после двухвалковой закалки-прокатки расплава / М. Н. Верещагин, Н. М. Запускалов, С. И. Кирилук // Литье и металлургия. 2026. № 1. С. 81–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2026-1-81-86>.

METALLOGRAPHIC STRUCTURE OF THE TAPE AFTER TWO-ROLL HARDENING-ROLLING OF THE MELT

M. N. VERESHCHAGIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoi, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave.

N. M. ZAPUSKALOV, Central Research Institute of Ferrous Metallurgy named after I. P. Bardin, Moscow, Russia

S. I. KIRILYUK, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoi, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail kirilik@gstu.by

The paper presents a description of an installation for two-roll rapid hardening-rolling of the melt in rolls with an ultra-thin bandage. It is shown that the main processes of deformation of the tape occur in the melt bath located in the inter-roll space. A feature of the crystalline structure of thin tapes made of the alloy is the zonal nature, when the crystals have a special location, shape and size. The dependences of the influence of the annealing temperature of rapidly quenched tapes of different thickness on the average grain size and its microhardness are presented.

Keywords. Temperature, cooling, quenching, crystalline structure, grain, microhardness.

For citation. Vereshchagin M. N., Zapuskalov N. M., Kirilyuk S. I. Metallographic structure of the tape after two-roll hardening-rolling of the melt. Foundry production and metallurgy, 2026, no. 1, pp. 81–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2026-1-81-86>.

Повышенный интерес к технологии двухвалковой быстрой закалке расплава объясняется упрощенной схемой производства и снижением как энергетических, так и финансовых затрат. Изготовление полос напрямую из расплава позволяет исключить промежуточные стадии, оставляя финальную обработку на станах холодной прокатки и отделочные операции [1,2].

С экономической и технической точек зрения важно получать тонкие ленты с минимальным отклонением по геометрии и форме, что достижимо при эффективном теплоотводе и повышении требований к качеству поверхности тонкой полосы.

В качестве модельного материала при получении тонкой ленты в процессе двухвалковой быстрой закалки расплава использовали сплав железа с 10 ат.% Al и 16–17% ат. Si, который находится в районе пересечения линий нулевых констант магнитной анизотропии K и магнитострикции λ_s (диаграммы

Fe–Si–Al). Его расположение на диаграмме обеспечивает уникальность физико-механических свойств – магнитную мягкость ($\mu_0 = 30,10^3$, $\mu_{\max} = 20,10^4$, $H_C \leq 1$ А/М), высокую твердость и износостойкость [3]. Исследованию структуры, процессов атомного упрочнения, закалочных дефектов, кристаллографической структуры и других свойств быстрозакаленных сплавов данной системы посвящен ряд работ [4, 5]. Вне поля зрения остался вопрос исследования сплава Fe–Si–Al, полученного по схеме двухстороннего охлаждения расплава на валках со сверхтонкими бандажами [6, 7].

Для получения тонких полос использовали экспериментальную установку для двухвалковой быстрой закалки-прокатки расплава в валках со сверхтонким бандажом [6,7]. Последний имел диаметр 100 мм при толщине стенки 1 мм.

На рис. 1, 2 представлены общий вид экспериментальной установки для двухвалковой быстрой закалки-прокатки расплава [6] и питателя для подачи расплава в зону очага деформации [7].

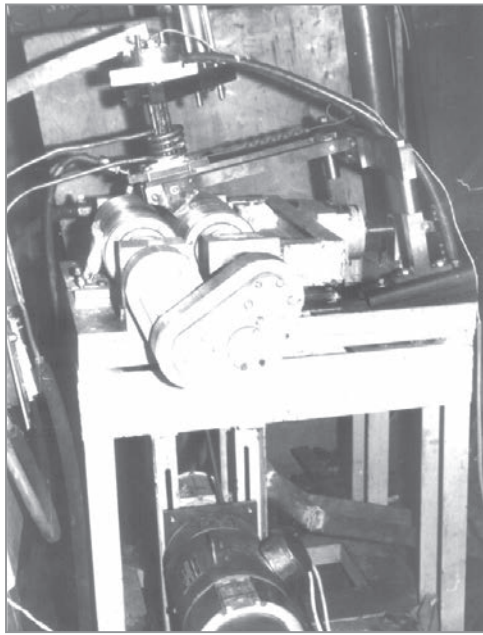


Рис. 1. Общий вид экспериментальной установки для двухвалковой быстрой закалки-прокатки расплава [6]

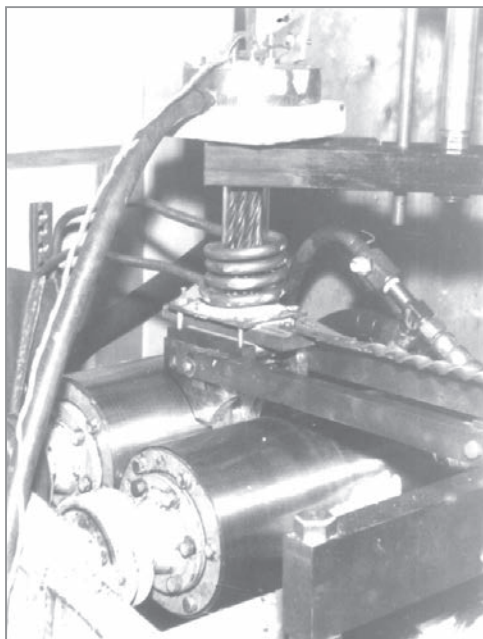


Рис. 2. Питатель для подачи расплава в зону очага деформации [7]

При заливке расплава в межвалковое пространство уровень ванны, имеющей клиновидную форму, определяется литейными свойствами сплава, силами поверхностного натяжения, расходом жидкого

металла и геометрическими размерами кристаллизаторов [8]. Процесс кристаллизации расплава определяется условиями теплообмена с валковым кристаллизатором. Тепловые процессы в установившемся режиме работы являются квазистационарными [9].

Основные процессы формирования ленты происходят в ванне расплава, который последовательно находится в перегретом состоянии, представляет собой жидкость повышенной вязкости и подвергается процессу структурообразования, т.е. образованию и росту корки затвердевающего металла в валках и ее прокатки.

В перегретой области ванны расплава в приграничном к поверхности валка слое жидкого металла создаются наиболее благоприятные условия для зарождения и роста кристаллов [10]. Кристаллы, граничащие с поверхностью валка, имеют максимальный и стабильный теплоотвод. Интенсивный процесс роста кристаллов обеспечивает их смыкание и образование тонкой корочки. Рост кристаллов приводит к появлению термических напряжений, которые вызывают отрыв ее от поверхности валка и появление термических трещин (рис. 3, б) [11].

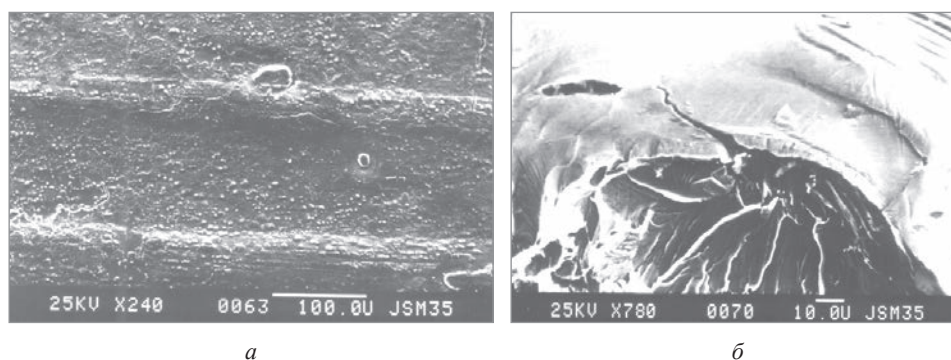


Рис. 3. Продольная трещина на поверхности ленты (а) и сканнограмма поперечного сечения по толщине в месте образования термической трещины (б) [11]

Резкое охлаждение и термическое сжатие намораживаемого металла по мере увеличения его толщины при одновременном термоупругом расширении поверхности валка ведут к возникновению термических напряжений.

На рис. 4 показана микроструктура поперечного сечения ленты для сплава Fe–Al при его двухвалковом методе быстрой закалки с периодическим изменением высоты столбчатых кристаллов [11].

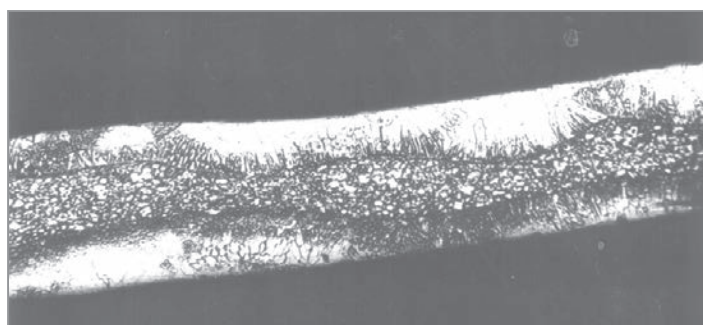


Рис. 4. Микроструктура поперечного сечения ленты по толщине. $\times 100$ [11]

Шероховатость поверхности валка-кристаллизатора, которая влияет на величину зазора при отслоении замороженного металла и влияющего на теплоотвод, является причиной разной длины столбчатых кристаллов на различных участках тонкой ленты [15,16].

Особенностью кристаллического строения тонких лент из сплава Fe–Si–Al является зонный характер, когда кристаллы имеют особое расположение, форму и величину (рис. 5, б).

Микроструктуру и кристаллическое строение ленты изучали в продольном и перпендикулярном по отношению к оси ленты направлении на сканирующем электронном микроскопе «Nanolab-7» (Германия) и световом микроскопе «Унимет» [14].

Поверхностная зона ленты (рис. 5), которая непосредственно прилегает к поверхности валка кристаллизатора, т.е. в направлении интенсивного отвода тепла, состоит из столбчатых кристаллов тонкого строения и расположенных перпендикулярно поверхности ленты. Средняя зона поперечного сечения ленты состоит из неориентированных кристаллов.

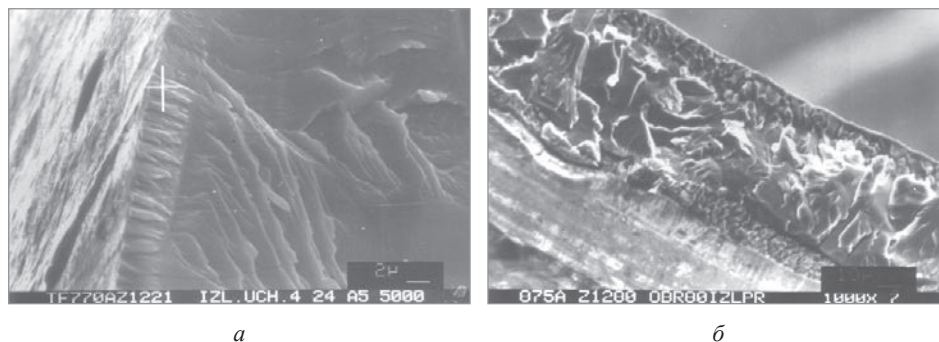


Рис. 5. Кристаллическое строение ленты сплава Fe–Si–Al, толщина – 80 мкм

Повышение температуры расплава до 1600 °С и скорости вращения валков до 5–7 м/с ведет к заметному расширению зоны столбчатых кристаллов и сужению зоны неориентированных (рис. 6).

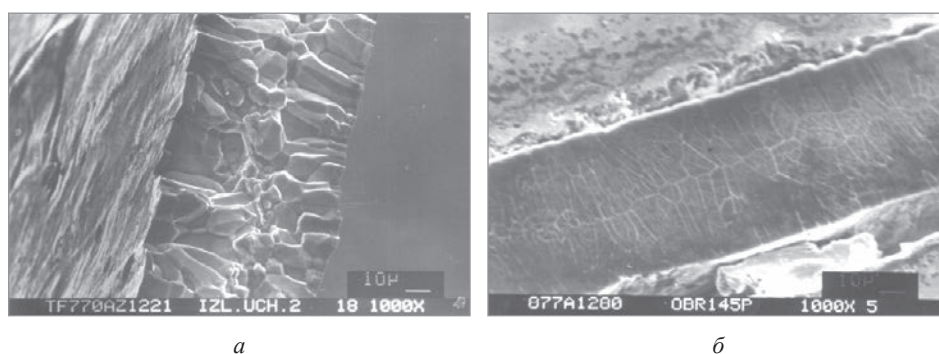


Рис. 6. Влияние некоторых параметров быстрой закалки расплава на кристаллическое строение ленты

Перегрев расплава на 80–100 °С или увеличение скорости вращения валков до 9–11,3 м/с вызывает увеличение количества жидкой фазы, которая выносится затвердевающими корочками за пределы ванны расплава, что приводит к возникновению дефектов получаемой ленты – наплывов на поверхности ленты, трещин по сечению, расслоению корочек в месте их стыка. Уменьшение перегрева расплава на 30–50 °С и скорости валков до 6–7 м/с ведет к росту кристаллов, нормальных к поверхности валка и образующих стык посередине ленты (рис. 6) [15, 16].

Проведенные исследования показывают, что температура перегрева расплава, скорость вращения валков-кристаллизаторов и зона линейного контакта упругого сплющивания бочек валков имеют большое влияние на формирование кристаллической структуры ленты. Вследствие больших скоростей охлаждения на поверхности сверхтонкого банджа валка тонкий слой расплава быстро переохлаждается с зарождением многочисленных центров кристаллизации, из которых растут кристаллы с наиболее благоприятной ориентировкой [12, 13, 15]. По мере роста кристаллов поддерживается большой температурный градиент на внутренней границе области между жидким металлом и намороженной корочкой, и чем больше зона линейного контакта упругих валков, тем в большей степени это проявляется. Неровности на поверхности валков могут служить центрами зарождения и роста столбчатых кристаллов. С уменьшением температурного градиента происходит образование зоны неориентированных относительно мелких кристаллов и прекращению роста столбчатых. Как показали экспериментальные исследования, у лент из сплава Fe–Si–Al толщиной 90–140 мкм зона столбчатых кристаллов ярко выражена и занимает 0,5–0,75 площади сечения. При более низкой скорости вращения при фиксированном перегреве расплава в момент заливки выраженной зоны столбчатых кристаллов может не наблюдаться, а кристаллы характеризуются более грубым строением по всему сечению (рис. 7).

В исходном состоянии структура сплава Fe–Si–Al отличается крупнокристаллическостью со средним размером зерна $d_{\text{ср}} \sim 100$ мкм.

Термическую обработку ленты проводили в вакууме $1,3 \cdot 10^{-4}$ Па в температурном интервале 300–1000 °С. Время изотермического отжига составляло 0,5 ч. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 150 г и времени 10 с [14].

В образцах, закаленных из расплава и отожженных при низких температурах, выявляется структура столбчатых кристаллов, средняя длина которых составляет ~ 20 –30 мкм при ширине 4–8 мкм

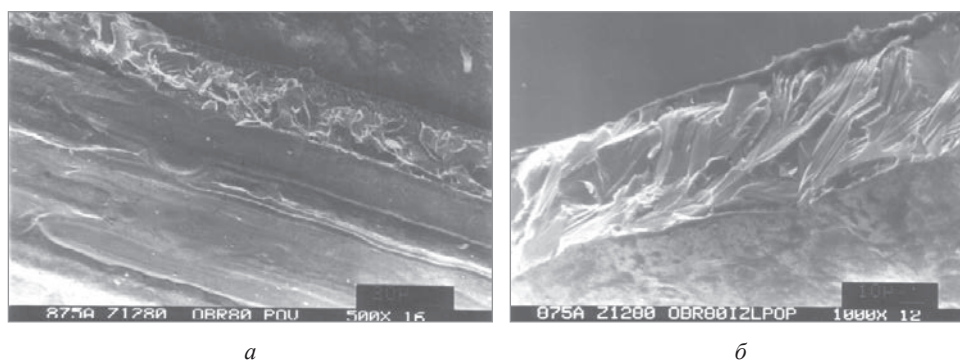


Рис. 7. Кристаллическое строение ленты при двухвалковой закалке-прокатке расплава:
а – продольный излом; б – поперечный излом.

в зависимости от режимов получения. Травление ленты выявило ячеистую структуру. При увеличении температуры отжига происходит изменение среднего размера зерна. В диапазоне температур 300–500 °С имеет место уменьшение размера с минимумом в точке 500 °С. В диапазоне температур 500–900 °С рост размера зерна заторможен, и средний их размер составляет 8–15 мкм. Дальнейшее повышение температуры выше 900 °С ведет к увеличению подвижности границ зерен и имеет место процесс собирательной рекристаллизации с резким ростом размера зерна с 10–12 до 100 мкм. При температуре выше 900 °С ячеистая субструктура закаленной ленты исчезает. Распределение микротвердости быстрозакаленных лент из исследованного сплава и ее изменение в процессе изотермического отжига отражает изменение их микроstructures. Увеличение микротвердости при температуре 400 °С вызвано развитием процесса упорядочения по типу DO₃, что подтверждают рентгеноструктурные исследования быстрозакаленных лент. По мере увеличения температуры отжига степень порядка уменьшается и микротвердость снижается.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Yoou J.C. [et al.]** // METEC Congress 94: 2nd European Continuous Conference: 6th International Rolling Conference. – 1994. – P. 435–442.
2. **Wirgman S.L., Millett M.D.** // Scanjot VI: 6th International Conference on Refining Progresses. – 1992. – P. 1–17.
3. Сера в электрических сталях / Б.В. Молотилов [и др.]. – М.: Metallurgy, 1973. – 176 с.
4. **Полищук, В.Е.** Высокотемпературные исследования сплава системы Fe – Si – Al / В.Е. Полищук, Я.П. Селенский // Украинский физический журнал. – 1969. – Вып. 10.
5. **Chang, Y.A.** Electron microscope investigation of order-disorder transformation in Fe – Si – Al alloy and its dislocation configuration / Y. Chang // Acta. Met. – 1982. – Vol. 30. – P. 1185–1192.
6. **Верещагин, М.Н.** Способ получения металлических волокон: патент RU № 2099163, С1, Кл. В22D, 11.06.1992 / М.Н. Верещагин; опубл. 20.12.1997.
7. **Верещагин, М.Н.** Устройство для подачи расплава при двухвалковой закалке расплава: патент SU № 1788658, А1, Кл. В22D, 11.06.1990 / М.Н. Верещагин, Г.А. Серебрянский, А.В. Холомеев; опубл. 06.05.1994.
8. **Верещагин, М.Н.** Анализ процесса затвердевания металла при двухвалковой закалке расплава / М.Н. Верещагин // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 1994. – № 2. – С. 47–52.
9. **Верещагин, М.Н.** Формирование геометрии ленты при двухвалковой закалке расплава / М.Н. Верещагин, Н.М. Запускалов // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 1995. – № 3. – С. 36–41.
10. Формирование микрогеометрии поверхности кинескопной ленты / В.К. Белов [и др.] // Сталь. – 1989. – № 7. – С. 554–560.
11. **Молотилов, Б.В.** Изучение структурообразования при двухвалковом методе быстрой закалки / Б.В. Молотилов, Н.М. Запускалов // Сталь. – 1992. – № 3. – С. 75–78.
12. Структурные особенности сплава, полученного закалкой из расплава / А.М. Глезер [и др.] // Физика металлов и металлургия. – 1983. – Вып. 4. – С. 750–757.
13. **Верещагин, М.Н.** Двухвалковая прокатка расплава – эффективный метод производства ленты с аморфной и микрокристаллической структурой / М.Н. Верещагин, Г.А. Серебрянский, О.Т. Кохановский // Актуальные проблемы пластической деформации металлов. – Варна, 1990. – С. 44–45.
14. Двухвалковая быстрая закалка расплава / М.Н. Верещагин [и др.]. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2019. – 298 с.
15. **Zapuskalov, N.M.** Wear of Roll Surface in Twin-roll Casting of 4,5% Si Stell Strip / N.M. Zapuskalov, M.N. Vereshchagin // ISIJ International. – 2000. – Vol. 40, no. 6. – P. 589–596.
16. **Zapuskalov, N.M.** Effect of Technological Factors on strip Profil in Twin Casting Process/ N.M. Zapuskalov, M.N. Vereshchagin // ISIJ International. – 1998. – Vol. 40, no. 10. – P. 1007–1113.

REFERENCES

1. **Yoou J.C. [et al.]** // METEC Congress 94: 2nd European Continuous Conference: 6th International Rolling Conference, 1994, pp. 435–442.
2. **Wirgman S.L., Millett M.D.** // Scanjot VI: 6th International Conference on Refining Progresses, 1992, pp. 1–17.

3. **Molotilov B. V.** [et al.] *Sera v elektricheskikh stalyah* [Sulfur in electrical steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973, 176 p.
4. **Polischuk V. E., Selensky Ya. P.** Vysokotemperaturnye issledovaniya splava sistemy Fe – Si – Al [High-temperature studies of the Fe–Si–Al alloy system]. *Ukrainskij fizicheskij zhurnal = Ukrainian Physical Journal*, 1969, iss. 10.
5. **Chang Y. A.** Electron microscope investigation of order-disorder transformation in Fe – Si – Al alloy and its dislocation configuration. *Acta. Met.*, 1982, vol. 30, pp. 1185–1192.
6. **Vereshchagin M. N.** Sposob polucheniya metallicheskikh volokon: patent RU № 2099163, S1, Kl. B22D, 11.06.1992 [Method for producing metal fibers]. Published 20.12.1997.
7. **Vereshchagin M. N., Serebryansky G. A., Kholomeev A. V.** Ustrojstvo dlya podachi rasplava pri dvuhvalkovoj zakalke rasplava: patent SU № 1788658, A1, Kl. B22D, 11.06.1990 [Device for feeding melt during two-roll melt quenching]. Published 06.05.1994.
8. **Vereshchagin M. N.** Analiz processa zatverdevaniya metalla pri dvuhvalkovoj zakalke rasplava [Analysis of the process of metal solidification during two-roll melt quenching]. *Vesci Nac. akad. navuk Belarusi. Ser. fiz.-tekhn. navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical series*, 1994, no. 2, pp. 47–52.
9. **Vereshchagin M. N., Zapuskalov N. M.** Formirovanie geometrii lenty pri dvuhvalkovoj zakalke rasplava [Formation of tape geometry during two-roll melt quenching]. *Vesci Nac. akad. navuk Belarusi. Ser. fiz.-tekhn. navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical series*, 1995, no. 3, pp. 36–41.
10. **Belov V. K.** [et al.] Formirovanie mikrogeometrii poverhnosti lenty [Formation of microgeometry of the surface of a kinescope tape]. *Stal' = Steel*, 1989, no. 7, pp. 554–560.
11. **Molotilov B. V., Zapuskalov N. M.** Izuchenie strukturoobrazovaniya pri dvuhvalkovom metode bystroj zakalki [Study of structure formation during two-roll rapid hardening method]. *Stal' = Steel*, 1992, no. 3, pp. 75–78.
12. **Glezer A. M.** [et al.] Strukturnye osobennosti splava, poluchennogo zakalkoj iz rasplava [Structural features of an alloy obtained by quenching from a melt]. *Fizika Metallov i Metallovedenie = Physics of Metals and Metal Science*, 1983, iss. 4, pp. 750–757.
13. **Vereshchagin M. N., Serebryansky G. A., Kokhanovsky O. T.** Dvuhvalkovaya prokatka rasplava – effektivnyj metod proizvodstva lenty s amorfnoj i mikrokristallicheskoj strukturoj [Two-roll rolling of the melt – an effective method for producing tape with an amorphous and microcrystalline structure]. *Aktual'nye problemy plasticheskoy deformacii metallov = Actual problems of plastic deformation of metals*. Varna, 1990, pp. 44–45.
14. **Vereshchagin M. N., Zapuskalov N. M., Agunovich I. V.** [et al.] *Dvuhvalkovaya bystraya zakalka rasplava* [Two-roll rapid quenching of melt]. Gomel, Sukhoi State Technical University of Gomel Publ., 2019, 298 p.
15. **Zapuskalov N. M., Vereshchagin M. N.** Wear of Roll Surface in Twin- roll Casting of 4,5% Si Stel Strip. *ISIJ International*, 2000, vol. 40, no. 6, p. 589–596.
16. **Zapuskalov N. M., Vereshchagin M. N.** Effect of Technological Factors on strip Profil in Twin Casting Process. *ISIJ International*, 1998, vol. 40, no. 10, pp. 1007–1113.