



*Influence of bainite structure on mechanical characteristics of wire of steel 80 after patenting is investigated. The quantity and structural state of bainite, providing high complex of mechanical characteristics of high-carbon wire, is determined.*

A. JU. BORISENKO, V. A. LUZENKO, O. V. LUZENKO, Eisenhuetteninstitut namens,  
Z. I. Nekrasov, bei NATIONALAKADEMIE DER WISSENSCHAFTEN der Ukraine,  
T. P. KURENKOVA, E. S. SEREGINA, A. V. DEMIDOV, Republikanisches einheitliches Unternehmen  
«Weissrussisches Huettenwerk»

UDK 669.112.227.33:669.14.018.295

## GEFUEGE UND EIGENSCHAFTEN VON PATENTIERTEN HOCHGEKOHLTEN DRAHT

Hochgekohelter Draht zur Erzeugung von Stahlcord bzw. Bewehrung von Hochdruckschlaechen Du 0,15–0,50 mm wird aus Runddraht Du 5,5 mm mittels Ziehen mit Zwischenpatentierung erzeugt und kennzeichnet sich durch hohe Festigkeits- und Duktilitaets eigenschaften. Die o. g. Eigenschaften werden durch optimale Waermebehandlung, Bildung im Zuge der Patentierung des hyperfeinen Perlitgefueges –Sorbit, Troostit erzielt. Matensit sowie erhebliche Mengen von ueberschuessigen Ferrit an Koererngrenzen sind unzulaessig [1–5]. Von Bainit-Gefuege bei patentierten Draht erwaehnt man entweder ueberhaupt nicht, oder spricht man als ueber eine unerwuenschte Erscheinung, die dessen mechanischen Eigenschaften verringert. Die Praxis zeigt, mit der Erzielung der erforderlichen mechanischen Eigenschaften des Drahtes aus hochgekohlten Stahl nach Patentierung wird dessen Fertigungsgerechtheit bei Weiterverarbeitung (Fehlen von Bruechen und Verfestigung) jedoch nicht garantiert. Feinstrukturuntersuchungen zeigen, daß die bestehenden Patentierungsbetriebsweisen zur Bildung nicht nur von hyperfeinen Perlitgefuegen sondern auch zur Bildung des Bainitgefueges fuehren. Abhaengig von Betriebsweisen der thermischen Behandlung (Patentierung) koennen nicht nur verschiedene Bainitmengen sondern auch dessen verschiedene Type gebildet werden, welche verschiedenartig auf mechanische Eigenschaften des patentierten Drahtes bzw. dessen Weiterverarbeitungsgerechtheit einwirken.

Zum Ziel der gegenstaendlichen Untersuchungen wurde die Feststellung der Gesetzmaessigkeit des Einflusses von Bainitmenge, -verteilung und -aufbau auf mechanische Eigenschaften des hochkeohlten patentierten Drahtes gesetzt.

Untersuchungen wurden mit Drahtmustern Du 1,8 mm aus Stahlqualitaet 80K, hergestellt bei RUE «BMZ», mit nachfolgender Zusammensetzung: 0,80% C, 0,52% Mn, 0,18% Si, 0,03% Cr, 0,02% Ni, 0,04% Cu, 0,001% Al, 0,006% P, 0,009% S и 0,005% N<sub>2</sub> durchgefuehrt.

250 mm lange Muster wurden im Labor nach folgender Betriebsweise patentiert: Erwaermung bis auf 930°C, Haltezeit 5 Minuten nach Ofensatz, Abkuehlung in Bleischmelze mit Temperatur 610, 600, 590, 580, 570, 560, 550, 540, 530, 500, 450 und 400°C binnen 3 Minuten.

Fuer jede der Patentierungsbetriebsweisen wurden mechanische Eigenschaften beim Zugversuch von je 3 Mustern bestimmt.

Feinstruktur jeden Musters wurde beim metallographischen Lichtmikroskop und Elektronrastermikroskop untersucht. Bainit-Anteil wurde anhand elektronmikroskopischen Feinstruktur-Darstellungen (x9600) mittels Flaechenzaehlung mit Computerprogramm zur Flaechenzaehlung bestimmt.

Bei Erwaermung der Muster im Zuge der Patentierung kommt es zur Bildung von Oberflaechenzunder, womit sich deren Ausgangsdurchmesser aenderte, so wurden mechanische Eigenschaften nicht unter Zugrundelegung der Spannungswerte, welche bei Bestimmung der vorgegebenen Kennwerte Musterquerschnitt beruecksichtigen, sondern nur der dabei entstehenden Kraefte, analysiert.

Nachfolgende mechanische Kennwerte wurden analysiert:

$R_m$  – Kraft der max. Belastung, N;

$R_{0,2}$  – die die Dehngrenze bistimmende Kraft, N;

$R_{0,2}/R_m$  – Verhaeltnis der die Dehngrenze bistimmenden Kraft zur max. Belastung, %;

$A$  – Dehnung nach Bruch, %;

$E_{mod}$  – Elastizitätsmodul, N/mm<sup>2</sup>;

$W_{max}$  – plastische Verformung bei max. Kraft, H·mm.

**Untersuchungsergebnisse.** Abhängigkeit der Änderung der mittleren Werte der untersuchenden mechanischen Eigenschaften bzw. der Mikrostruktur von der Austenitabkühltemperatur in Bleischmelze ist aus Abb. 1, 2 ersichtlich.

Aus der Abb. 1 sieht man, dass sich die mechanischen Eigenschaften bei allen Darstellungen mit verschiedener Intensität der Schmelztemperatur von 610 °C bis 570–560 °C erhöhen, dann kommt deren Verringerung; bei Schmelztemperaturen ~500–450 °C beginnen sie sich wieder zu erhöhen. Behandeln wir den gegenseitigen Zusammenhang zwischen erhaltenen mechanischen Eigenschaften des patentierten Drahtes und dessen Mikrostruktur.

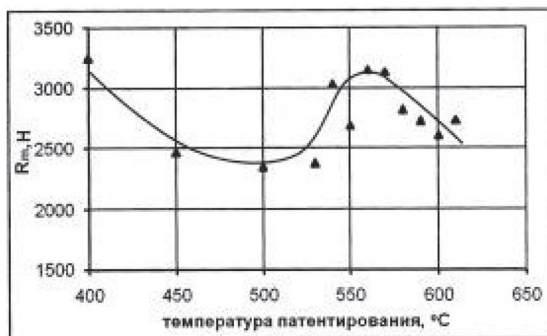
Untersuchungen zeigten, dass Umwandlung von Austenit im untersuchten Temperaturbereich zur Bildung nachfolgender Strukturbestandteile führt:

Sorbit, Troostit – Hauptgefüge, welches bei Schmelztemperatur von 610–540 °C entsteht;

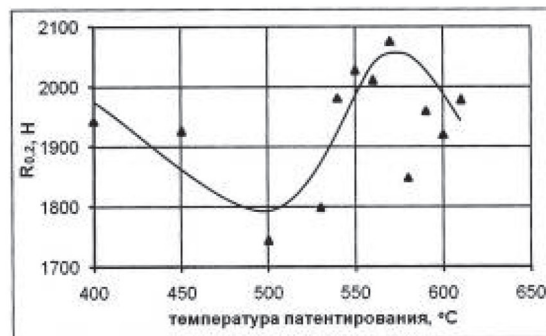
Bainit, welcher sich vermutlich an Grenzen der ehemaligen Austenitkörner bei Schmelztemperaturen 610–540 °C bildet, und welcher das Hauptgefüge bei Abkühlung in Schmelze mit Temperatur 540–400 °C ist;

Feine Ferritaederungen in geringfügiger Menge (0,5–1%) vermutlich an den Grenzen der ehemaligen Austenitkörner.

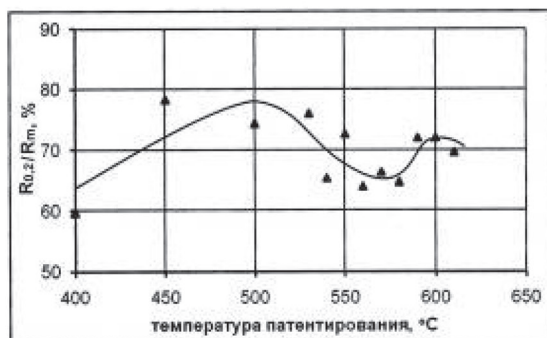
Oberer Bainit, welcher sich bei Schmelztemperaturen 610–600 °C bildet, stellt Grenzbildungen geringerer Länge unbestimmter (allotriomorpher) Form mit kristallographisch gestreuter Lage von groben Zementitteilchen in Ferrit dar (Abb. 2, a, б). Es kommen Be-



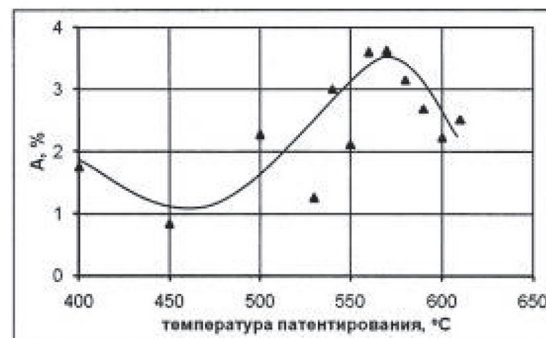
a



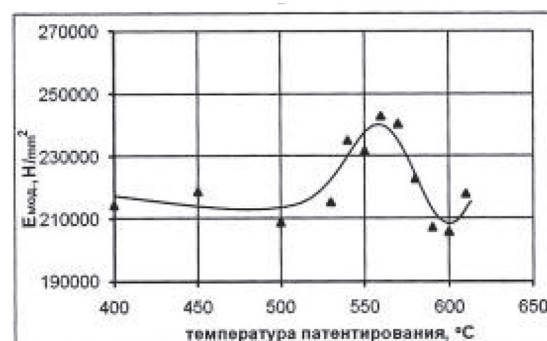
б



в



г



д



е

Abb. 1. Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften des patentierten Drahtes Du 1,8 mm, aus Stahl 80K von der Bleischmelztemperatur

reiche von oberem Bainit in Form von gerichteten (idiomorphen) nadelförmigen Ferrit-Zementitbildungen vor, welche ebenfalls keine große Länge von Grenzen in die Tiefe von Koerner hinein haben (Abb. 2, *в*, *з*). Bainit-Gesamtanteil bei Mikrostruktur dieser Muster beträgt 3–5%.

Relativ niedrige Werte von  $R_m$ ,  $R_{0,2}$ ,  $W_{max}$ ,  $A$ ,  $E_{mod}$  и und relativ hoher Wert  $R_{0,2}/R_m$  bei den bei

Schmelzetemperatur von 610–600 °C abgekühlten Mustern sind durch geringfügige Partikelfinheit der Hauptstruktur – Soorbit bedingt. Bainitextraktionen in diesem Temperaturbereich nehmen eine gerigfügige Fläche und haben keinen wesentlichen Einfluß auf genannte Kennziffern.

Mit Senkung der Schmelzetemperatur bis auf C 590–570 °C nimmt Anzahl von nadelförmigen Bai-

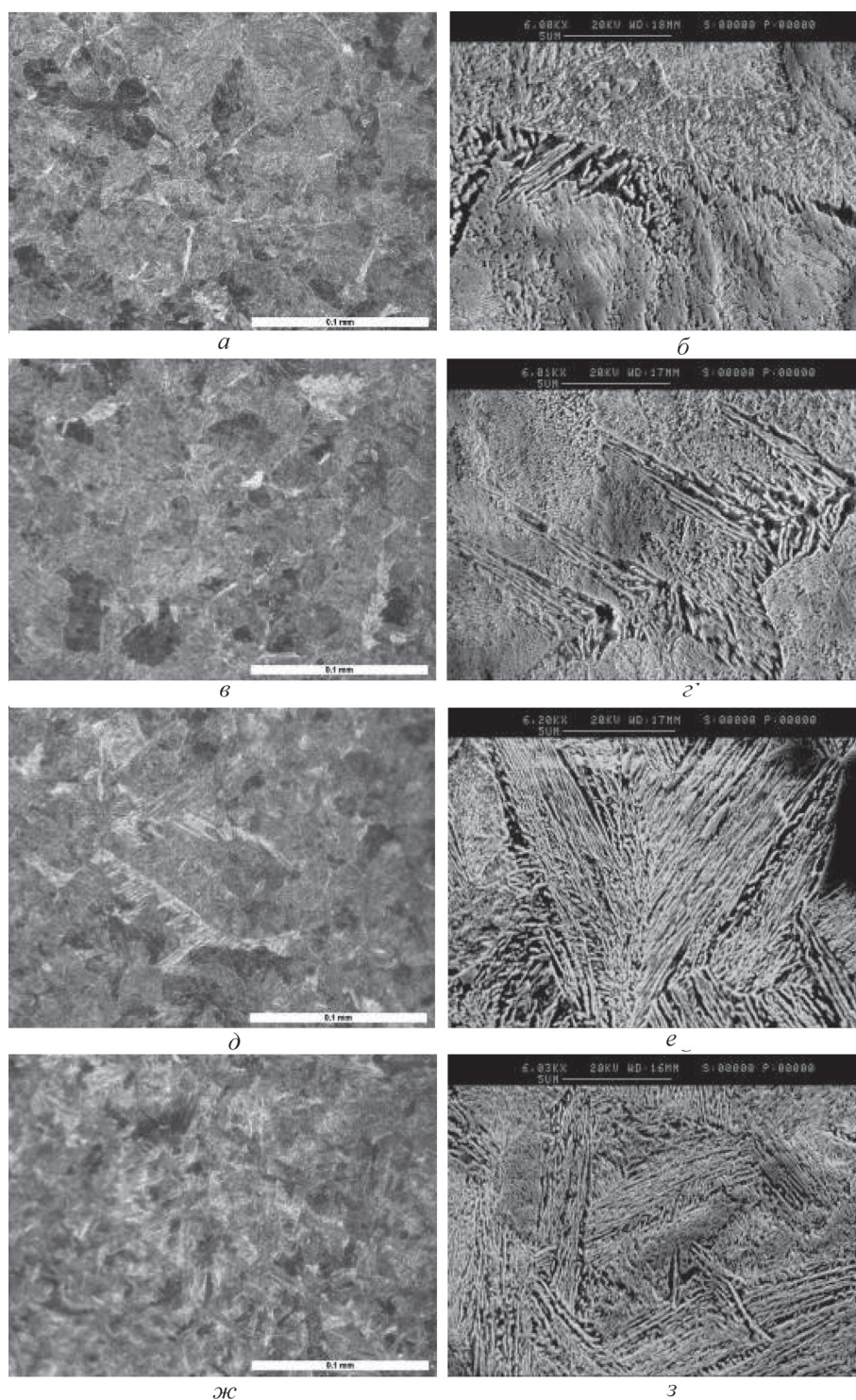


Abb. 2. Mikrostruktur der Pruefstuecke aus Stahl 80K nach Abkuehlung in Bleischmelze mit Temperatur: *a*, *б* – 610–600 °C; *в*, *з* – 590–570 °C; *д*, *е* – 560–540 °C; *ж*, *з* – 530–400 °C; *a*, *в*, *д*, *ж* – Darstellung im dunklen Feld; *б*, *з*, *е*, *з* – Darstellung am Elektromikroskop (Drahtquerschnitte nach Beizen)

nitbildungen sowie deren Laenge von Grenzen in die Tiefe der Koerner hinein zu, es steigt nicht nur Dispersitaet des Perlitbestandteiles, sondern auch die der Bainit-Ferritzementit-Mischung. Flaeche von Bainitbereichen betraegt 6–8%. Kennwerte der mechanischen Eigenschaften  $R_m$ ,  $R_{0,2}$ ,  $W_{max}$ ,  $A$ , Emod nehmen zu, Wert  $R_{0,2}/R_m$  sinkt, da Werte  $R_m$  und  $R_{0,2}$  mit verschiedener Intensitaet zunehmen. In diesem Fall wird Steigerung von Festigkeits- und Duktilitaetseigenschaften durch Erhoehung der Dispersitaet des Hauptgefueges – Perlit bedingt, Bainitbestandteil nimmt nach wie vor kleine Flaeche und hat vermutlich keinen Einfluß auf genannte Eigenschaften.

Abkuehlung von Stahldraht in Bleischmelze mit Temperatur 560–540 °C fuehrt zur weiteren Erhoehung des Disperrinsgrades der Perlit- und Bainitbestandteile, Zunahme von Bainitmenge. Bainitbereiche liegen an Grenzen ehemaliger Austenitkoerner, bilden einen immer mehr geschlossenes Netz, weisen eine größere Laenge in die Koernertiefe hinein als auch den Koernergrenzen entlang auf. Bainit-Ferrito-Zementit-Mischung bekommt einen geordneten Plattenbau, Abb. 2,  $\delta$ ,  $e$ . Bainitbereiche-Flaeche erreicht 10–15%, wodurch Mikrostruktur ungleichmaessig wird, und diese Faktoren, obwohl das Perlit-Dispersionsgrad weiters zunimmt, fuehren zum Absinken der Festigkeits- und Duktilitaetseigenschaften.

Bei Schmelzetemperatur 530 °C und unter ist Bainit das Hauptgefuege (Abb. 2,  $\mathcal{H}$ ,  $\mathcal{E}$ ), dessen Dispersitaet nimmt zu, Bainitplatten werden kurz und erwerben einen ausgepraegten Paketaufbau. Bis Schmelzetemperatur 500–450 °C bauen Festigkeits- und Duktilitaetseigenschaften ab, danach aendern die Kurven ihren Verlauf in Richtung Zunahme aller mechanischen Eigenschaften. Austenitzerfall bei Abkuehlung in Schmelze mit Temperatur 400 °C fuehrt zur Bildung von Bainitgefuege hoher Dispersitaet bzw. Gleichmaessigkeit. Werte  $R_m$ ,  $R_{0,2}/R_m$  liegen bei dieser Groesenordnung bei Schmelzetemperaturen 580–570 °C. Offensichtlich erfolgt die Aenderung des Verlaufes der Kurven der Abhaegigkeit der mechanischen Eigenschaften von Bleischmelzetemperatur; Steigerung von Festigkeits- und Duktilitaetseigenschaften des unter Schmelzetemperatur 500 °C patentierten Drahtes haengt mit Zunahme der Dispersitaet von Bainit-Ferro-Zementit-Mischung bzw. Gleichmaessigkeit der Mikrostruktur zusammen.

**Beurteilung der Untersuchungsergebnisse.** Die Untersuchungsergebnisse bestätigen die bekannte Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften des hochgekohten Stahles von der Temperatur des Austenitzerfalls [6–8]. In dieser Arbeit, außer der Änderung der mechanischen Eigenschaften von der Temperatur des Austenitzerfalls, die durch die Bleischmelzetem-

peratur bestimmt ist, sind die Änderungen der Morphologie, Menge, Bainitverteilungscharakter beim Senken der Bleischmelzetemperatur, Zusammenhang der mechanischen Eigenschaften mit dem Gefüge bekannt gemacht.

Bei den ungefähr gleichen Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften üben verschiedene Bainit-Morphologie, -Menge, und Verteilung des patentierten Blocks verschiedenen Einfluss auf die technologischen Eigenschaften des dünnen Drahtes und Cords aus. Relativ niedrige Werte der Festigkeitskennzahlen des Blockes nach nach Abkuehlung in Bleischmelze mit Temperatur 610–600 °C zeigen beim Ziehen niedrige Festigkeit des Endproduktes, was für die Gebrauchseigenschaften nicht bevorzugt ist, aber das Brüchigkeitsniveau damit niedriger geworden ist. Wärmebehandlungsziel ist

Erhalten der optimalen Kombination der Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften, Mikrostruktur des patentierten Drahtes, um das erforderliche Niveau der Fertigungsgerechtheit beim Ziehen mit dem hohen Summenumpressen und das hohe Niveau der Gebrauchseigenschaften des Endproduktes zu gewährleisten.

Optimale Temperaturen für Bleischmelze für das Patentieren des hochgekohten Drahtes aus Stahl 80, laut den durchgeführten Forschungen, ist das Intervall 590–570 °C. In diesem Intervall sind hohe Werte  $R_m$ ,  $A$ ,  $W_{max}$ , und niedrigste Werte  $R_{0,2}/R_m$  erhalten. Die Mikrostruktur des patentierten Drahtes ist damit ziemlich homogen (mehr als 90% Sorbit, Troostit), Anteil des oberen Bainits beträgt 6–8%, das sind im wesentlichen Nagel-Ferrit-Zementit-Formationen der kleinen Ausdehnung, die sich von den Grenzen in die Tiefe der Koerner hinein ausbreiten, und die Formationen der unbestimmten Form mit den kristallographisch ungeordneten groben Zementiteilchen im Ferrit (Abb. 2,  $a$ – $z$ ). Die genannte Kombination der mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur des patentierten Blocks zeugt ueber Möglichkeit des Erreichens gleichzeitig hoher Festigkeitsstufe, Duktilität, Deformationshärtung, des niedrigen Spannungsniveaus des Drahtes im Laufe und nach dem Ziehen, der niedrigen Brüchigkeitsstufe.

Bei der Kühlung in Bleischmelze mit der Temperatur 560–540 °C ist ziemlich hohes Niveau der Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften erhalten, aber die Erhöhung des Bainitanteils mehr als 10%, Morphologieänderung und die Änderung des Verteilungscharakters in dem Stahlgefüge führt zur Senkung der Festigkeit und Duktilität des Drahtes bei der Temperatursenkung des Austenitzerfalls. Inhomogenität des Gefüges, hoher Bainianteil, ziemlich grobe Dispersität des Bainit-Ferrit-Zementit-Gefüges, große Bainit-

bereichsausdehnung führen zu einer ungleichmäßigen Verformung beim Ziehen, kleinem Verfestigungsgrad, hohem Spannungsniveau des dünnen Drahtes, Eigenschaftsunstabilität des Fertigproduktes, Brüchigkeit.

Im Folge des Austenitzerfalls bei der Temperatur des Bleibades 530–450 °C sind niedrige Werte der Fertigeits- und Duktilitätseigenschaften, hohe Werte  $R_{0,2}/R_m$ , inhomogene Perlit-Bainit- Gefüge bekommen, deshalb ist das Patentieren in diesem Temperaturbereich nicht von der praktischen Interesse. Das Interesse erweckt das Patentieren in Bleischmelze bei Temperatur 400 °C, weil hier hohes Wert  $R_m$ , niedrige Werte  $R_{0,2}/R_m$  und Emod, homogene hochdisperse Bainitsgefüge sind. Brüchigkeitsabhängigkeitsuntersuchungen beim Stahlcordschlag von Emod des vermessingten Halbzeuges, die früher bei Drahtproben durchgeführt wurden, bei RUE «BMZ» gefertigt [9], geben den Grund anzunehmen, dass je kleiner Emod des Halbzeuges ist, desto kleiner Drahtbrüchigkeitsniveau bei seinem Schlag zum Cord ist. Deshalb erweckt die Kombination der aufgezählten Charakteristiken, die bei der Kühlung in Bleischmelze mit der Temperatur 400 °C gebildet werden, das Interesse, aber erfordert ausführliche Untersuchungen der Fertigungsbedingungen und der Eigenschaften solcher Barren, Zugprozesses, Schlages, Eigenschaften des dünnen Drahtes und Cordes.

Es soll erwähnt werden, dass die o. g. Untersuchungsergebnisse bei Laborsbedingungen erhalten

sind. Deshalb können temperatur-zeitliche Untersuchungsweisen nicht mit den Austenitisierungsbetriebsweisen und dem Austenitzerfall bei Patentierungsagregaten bei Produktionsbedingungen übereinstimmen, aber der Charakter der Festigkeits- und Duktilitätseigenschaftenänderungen, die Typen der gebildeten Gefügen, ihre Morphologie, Menge und die Verteilung mit der Temperatursenkung des Austenitzerfalls werden gleich.

### Schlussfolgerungen

Analyse der mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur der Cordstahlproben Marke 80 nach isometrischen Austenitzerfall bei Bleischmelzetemperatur 610–400 °C bei Ladorbedingungen zeigte, dass:

- höchstoptimale Kombination der mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur im Bleischmelze mit Temperatur 590–570°C gewährleistet wird;
- im ganzen untersuchten Temperaturintervall der Austenitumwandlung zur Bildung von Bainit, bei Temperatursenkung der Bleischmelze zur Erhöhung dessen Menge, Morphologieänderung und Verteilungscharakteränderung kommt;
- Menge, Morphologie, Bainitverteilungscharakter einen großen Einfluss auf mechanische Eigenschaften des patentierten Halbzeuges aus hochgekoelter Stahlmarke 80 bei Bleischmelzetemperatur unter 560°C haben, falls dessen Anteil in Mikrostruktur 10% übersteigt.

### Referenzliteratur

1. Subow W. Ja. Stahldrahtbpatentieren und -ziehen // Swerdlowsk–Moskau: Metallurgisdat. 1945. S. 116.
2. Potemkin K. D. Wärmebehandlung und Ziehen von hochfesten Draht // M.: Metallurgisdat, 1963.
3. Nowikov I. I. Theorie der Wärmebehandlung von Metallen // M. Metallurgie: 1978.
4. Bolschakov V. I., Dolshenkov I. E., Dolshenkov V. I. Technologie der Wärme- und Kombinationsbehandlung der Stahlproduktion. Dnepropetrovsk: Gaudeamus, 2002.
5. Laksischev N. L. u. a. Konversationslexikon fuer Metallurgie. Handbuch in 2 Bänden Band 2. M.: Intermet Engineering. 2000.
6. Gudremont E. Sonderstaehle. in 2 Bänden Band 1 // M.: Metallurgisdat. 1959.
7. Marziniv B. F., Babitsch V. K., Suchomlin V. I., Nikitin L. M. Einfluss der Austenitumwandlungstemperatur auf Gefüge und Eigenschaften des kohlenstoffarmen Stahles im Buch: Produktion von thermisch behandelten Walzgut // Schwarzmetallurgieministerium der UdSSR. M.: Metallurgie, 1986.
8. Gardin A. I. Elektronische Stahlmikroskopie. M.: Metallurgisdat, 1954.
9. Staatliche wissenschaftliche Einrichtung «Physikalisch-technisches Institut bei Nationalen Wissenschaftsakademie Weißrusslands». Bericht über die Forschungsarbeit « Bedingungsbestimmung des Schnellzuges von dünnen hochfesten vermessingten Draht». Minsk, 2008.