

日本におけるステンレス鋼の連続鑄造技術の発展 その1 湾曲・垂直連続鑄造法

Development of Continuous Casting Technology of Stainless Steel in Japan
No.1 Bending, Vertical Continuous Casting

沖森麻佑巳 元・日鉄住金テクノロジー (株)
Mayumi Okimori

1 緒言

ステンレス鋼 (以降はSUS鋼と記述) は耐腐食性を有し、更に高強度であり加工性や耐熱性にも優れており表面は美麗であるという特徴を有している。SUS鋼は、用途先として建設用、産業プラント用、電気製品用や家庭や業務製品用、輸送機器用、容器用などに広く使用されており、今や社会生活に不可欠な合金鋼である。最近の日本のSUS鋼の主要用途別受注量は、図1のように年総計約140万トン近くになっている¹⁾。日本の2013年のSUS鋼の粗鋼年生産量は290万トンで、内訳はNi系SUS鋼150万トン、Cr系SUS鋼140万トンで、中国に続いて世界で第2番目のSUS鋼生産大国である。この高品位のSUS鋼の大量生産を可能ならしめたのは、戦後のSUS鋼製造各社の進めた溶解～精錬～連続鑄造 (Continuous Casting ; 以降CCと記述) 等の技術の開発と現場適用であった。戦後のSUS鋼製造の鑄造分野では、1960年に当時の八幡製鐵所の光製鐵所にスラブとブルームのCC

技術が導入された。その後、各社で垂直CC技術、湾曲CC技術をはじめ、さらに水平CC技術やストリップ鑄造 (Strip Casting ; 以降STCと記述) 技術の開発も進められた。本論文では、先ず日本におけるSUS製造技術の発展を支えた汎用鑄片 (スラブやブルーム) の通常 (湾曲・垂直) CC法および水平CC法の発展をトレースし、続いてブレードスルー技術として注目されているSTC技術の開発についても詳述する。これらの記述を通してSUS鋼のCC技術の今後の方向を考察する一助とする。

2 SUS鋼の鋼塊法からCC法への変遷

2.1 SUS鋼塊法の製造限界

1955年当時のSUS鋼専業メーカーでは、造塊場では、SUS溶鋼が上注法と下注法で鑄型内に注湯されて熱間圧延に供する約1トン以下の鋼塊が製造された。分塊圧延法で鋼塊から鑄片 (スラブやブルーム) が製造された。炭素鋼鑄片の表面

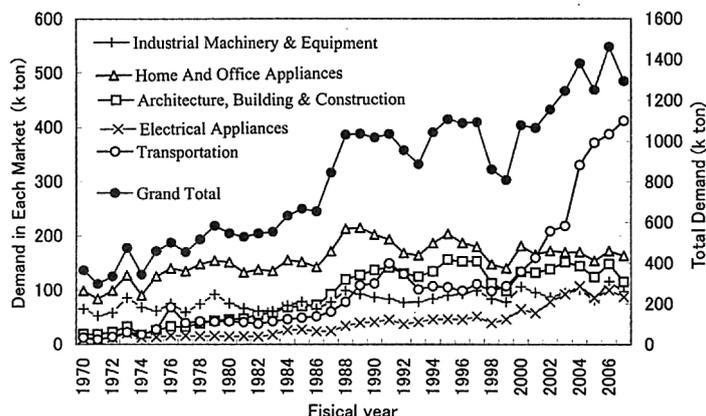


図1 日本のステンレス鋼用途別受注量の推移

の欠陥は、精整場で高温の火炎によってスカーフィング手入を施され除去されたが、SUS鋼鑄片では、最初に鑄片の全表面の表層3mm~6mmくらいをプレーナーで皮剥き処理した後に、グラインダーによって局所的な疵取りを実施し、歩留まりは95~97%であった。また造塊場や精整場は粉塵と高温の為に作業環境が悪く、作業従事者数も多く、労働生産性が極めて低かった。連続鑄造法の登場により、これらの課題が解決され、加熱炉の燃料エネルギーと分塊圧延が省略されることになり、大きな省エネと省工程の効果が得られた。炭素鋼とSUS鋼では、この一連の鋼塊法から連続鑄造への変遷の利益取り込みの考え方は同一であった。

2.2 SUS鋼のCC化

図1に示すような日本の本格的なSUS鋼生産は、1958年にSUS鋼専用圧延機のゼンジアミルによって広幅の薄板を圧延した時から始まった。当時のSUS鋼生産量は約20万トン/年くらいであったが、約37年後の1995年の生産量は392万トン/年となった。この間に溶解~精錬では電気炉、AOD (Argon Oxygen Decarburization)、VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) 等の大量生産技術が導入され、同時に鋼塊法が連続鑄造法に置き換わっていった。図2に示すように、当時は炭素鋼 (以降は普通鋼と記述) においても鋼塊法が連続鑄法に切り替わっていく時期であり、図中に代表的なSUS鋼種名とその連続鑄化が実現した時期を☆印でしめす。図2のように、普通鋼に先駆けてSUS鋼のCC化が進められていった²⁾。その理由としては、①合金成分が高価なSUS鋼では圧延歩留まりの低い分塊工程を省略するメリットが大きく、CC法の歩留まりは鋼塊法に対して12%程度優れ、コストは7%程度削減される、②SUS鋼に必要なCC能力が炉容量の小さい電気炉の生産能力とマッチングする、③造塊工程の省力化と合理化の強い要求があった、④18Cr-8Niは変態がなくフェライト相をわずかに含み高温割れが起りにくく鑄造が容易 ⑤鑄造時での溶鋼の絶対温度が低く耐火物の負荷が少ない等の技術的・経済的な理由に加えて ⑥中堅SUS鋼専門メーカー

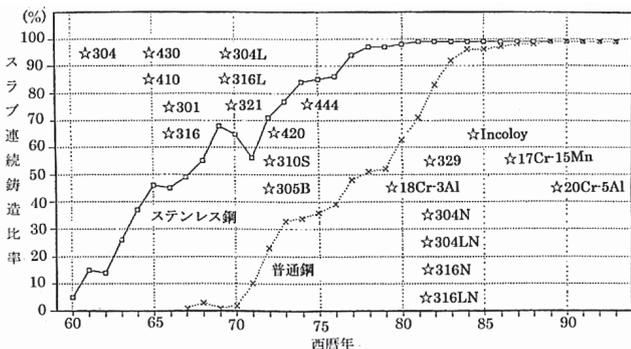


図2 日本のステンレス鋼のCC化率の推移

は、分塊圧延がなくとも良いCC化の導入には積極的であった、等が挙げられた。表1のように日本におけるSUS鋼のCC法は、第I期：鑄型振動方式による湾曲および垂直型連鑄機、第II期：湯面下凝固法による水平連鑄機を経て、第III期：急冷凝固法による双ドラムストリップ連鑄機へと特徴のある3段階を経て開発が進められた。本論文ではこの動きに従って日本におけるSUS鋼のCC化のマクロな変遷を説明する。

3 湾曲および垂直型連鑄機によるSUS鋼のCC化

3.1 湾曲および垂直型連鑄機の導入

1955年に住友金属工業・大阪が日本初のビレット、ブルームの連続鑄造法を導入してSUS鋼連鑄片を製造した。続いて1961年に八幡製鐵所(株)・光製鐵所が当時としては世界でもっとも幅の広い1260mm (厚み150mm) スラブ垂直連鑄機とビレット (丸と四角断面) 垂直連鑄機を導入し、1961年に18Cr-8Ni、1965年に18Crの工業生産を開始した。この光製鐵所のスラブ連鑄機は、図3のAに示すように、スイスConcast AGと住友重機械工業(株)の設計であり、垂直型で1ストランドの半地下方式で、鑄造床は地上16mにあり³⁾、鑄造速度 $v=0.5\sim0.8\text{m}/\text{min}$ (厚み140~190mm) で低速鑄造であった。図3のBは1971年2月に稼働を開始した日新製鐵・周南製鐵所の湾曲CCで、湾曲半径は10.5m、鑄造速度 $v=0.6\sim0.8\text{m}/\text{min}$ (厚み200mm) であった⁴⁾。図3のCに示

表1 日本のステンレス鋼製造の主要設備技術推移

S30	1955	住友金属・大阪ビレット、ブルームCC	II期 水平型CCの開発
58	I期	SUS専用ゼンジアミル広幅鋼板製造	
S36	61	八幡製鐵・光製鐵所・スラブ広幅CC、ビレットCC導入	
64		光製鐵所・スラブ&ビレットCC生産開始	
S40	1965	湾曲型	
67		日本冶金工業・川崎でSUS用CC導入	
		富士製鐵・室蘭製鐵所スラブ・ブルームCCの生産開始	
		[Ukrainian M.R. Technicon, Davyら]が水平CC開発	
S45	1970	垂直型	
71		八幡製鐵所・スラブ広幅垂直CCを導入	
71		日新製鐵・周南VOD、日本金属工業・相模原AOD	
73		室蘭製鐵所でRH-OB	
73		室蘭製鐵所スラブCCでSUS量産化	
74		新日鐵堺製鐵所テクニコン方式の水平CC試験実施	
S50	1975	の	
77		日本冶金工業・川崎アトラス社からSUS一貫プロセス導入	
77		住友金属でステンレスの水平CC試験開始	
78		NKK福山で水平CC開発試験開始	
79		" 水平CCの生産開始	
S58	83	NKK京浜で水平CC生産開始	
S60	1985	III期	
		様々なストリップ連続鑄造機の開発の促進	
		石播重、川崎製鐵、日立/日新、新日鐵/三菱重工	
		神戸製鐵、日本冶金、日立造船/太平洋金属、	
		日本金属工業、日本鋼管、住友金属	
S64	89	スト	
		新日鐵・光製鐵所でSUS鋼水平CC生産開始	
		住友金属でSUS鋼水平CC生産開始	
		神戸製鐵で水平CCの確性試験実行	
	1990	スト	
	91	薄スラブCC開発 SMS-CPR/ドイツ・ティツェン	
	92	" SMS-CSP/イタリア・テルニ	
H6	94	薄スラブCC開発 SMS-CPR/米国ニューコア	
97	97	CC 光製鐵所で実規模のストリップ・キャストの開発開始	
H12	2000		
H15	3	光製鐵所でSTC実規模の開発終了	

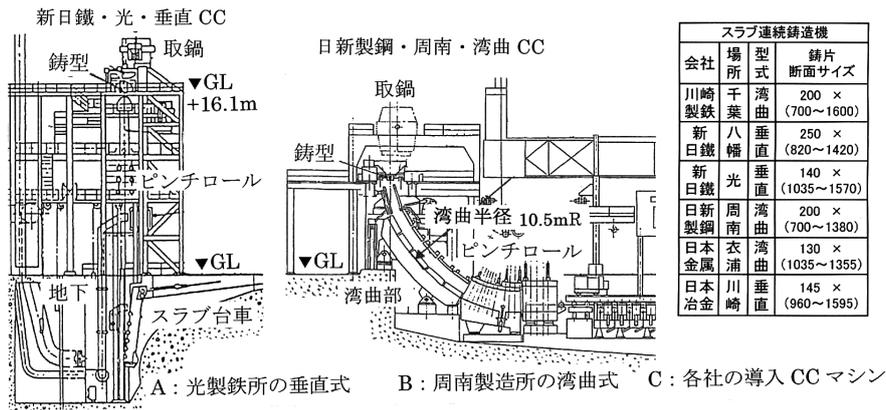


図3 垂直式と湾曲式のステンレス鋼連続鋳機

すように光製鉄所のスラブCC導入から1975年くらいまでに、SUS鋼を製造する各社で湾曲型や垂直型の連続鋳造装置の導入と鋳造技術の確立が進められた。

3.2 铸型内初期凝固と2次冷却帯凝固

以下にSUS鋼連続鋳造での铸型内初期凝固と2次冷却帯凝固を述べるが基本的には普通鋼の場合と同じ考え方である。

3.2.1 铸型内初期凝固

第I期において幅広く適用の進んだ湾曲および垂直型連続鋳機では、铸型の上下振動と铸片の引き抜きにより新しい凝固起点が湯面メニスカスに造られて、初期凝固殻が生成する。メニスカス部では図4のように铸型オシレーションによって爪ができオシレーションマークになる⁵⁾。铸片の引き抜き速度(鋳造速度Vc)よりも铸型の下降速度が速くなると爪の部分を下側に曲げるネガティブストリップ現象が生じる。ネガティブストリップ時間Tnが大きくなると铸片のオシレーションマークが深くなり表面の平滑性が失われ、著しい場合は割れが生じることもある。Tnは操業変数(鋳造速度Vc、铸型振動のストローク、振動数)に依存するもので図4のような関係になっている。良好な铸片表面性状を得るためには限界Tn以下になるような操業変数の設定が必要で、通常は高振動数化(ハイサイクルオシレーション)が採用されている。生成した凝固殻と铸型間に流入した溶融したパウダーは、凝固殻の緩冷却効果をもたらすと同時に铸型と铸片の摩擦力を緩和する。CCパウダーは、溶湯の铸型上面からの放熱を防止する役目も果し、CaO, SiO₂, Al₂O₃等の主成分から構成されており、溶融点、粘性、熱伝導性等の特性が最適値になるように設計されている。一方、溶湯流れによってパウダー溶融層の一部が巻き込まれて铸片内の介在物になることが大きな欠点である。铸片表層のオシレーションマークの爪に介在

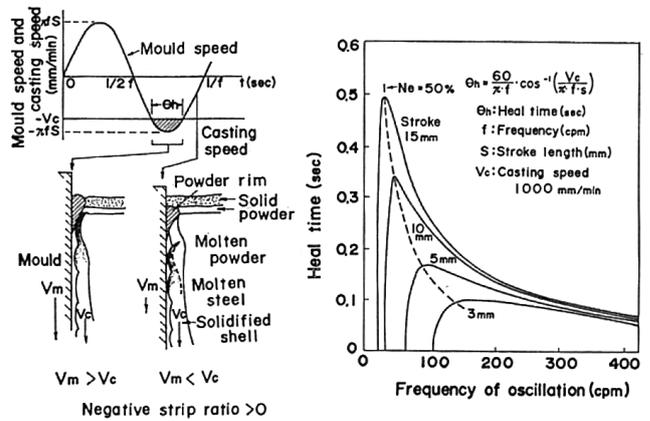


図4 振動铸型のオシレーションマークの生成

物や偏析、気泡が残存することがあり、これらの残存物や深いオシレーションマークそのものは、圧延後も消滅することではなく、製品において製鋼起因の表面欠陥になる。

3.2.2 2次冷却帯凝固

铸型以降の2次冷却帯での凝固については、铸片には冷却水が吹きつけられて抜熱されて、マクロ的にt(時間)の0.5乗則で凝固が進み、铸片の凝固殻には静圧がかかっており凝固殻強度が低い場合には膨れ(バルジング)に起因する内部割れが生じ、凝固末期は加速的に冷却が進み铸片中心部では押し湯不足で中心偏析や中心ポロシティが発生する。

3.3 普通鋼とSUS鋼のCC化メタラジー

SUS鋼が普通鋼より先行してCC化した前述の理由の中に、④のSUS鋼のメタラジー特性が有利であることがあげられた。以下に、先ず普通鋼のCC化メタラジーを、次にそれと比較しながらSUS鋼のCC化メタラジーを述べて、SUS鋼の

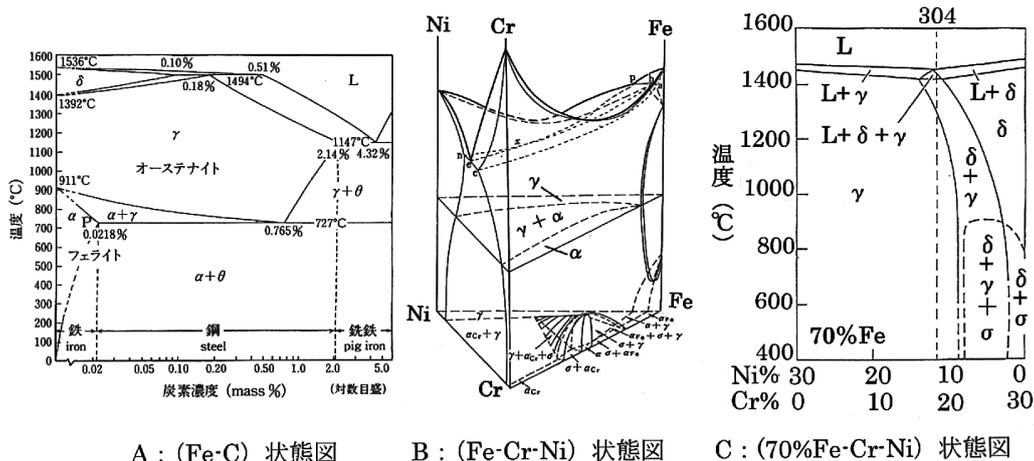


図5 普通鋼とステンレス鋼の状態図

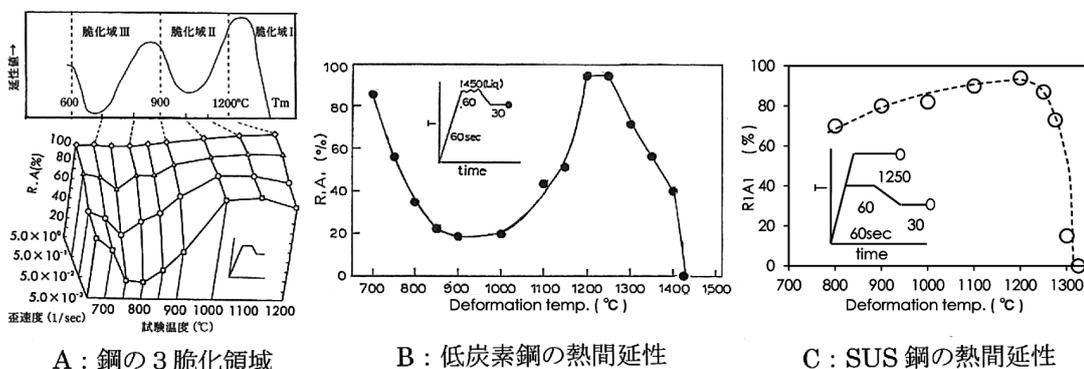


図6 普通鋼とステンレス鋼の高温での脆化特性

CC化がスムーズに進んだ理由を詳述する。

3.3.1 普通鋼のCC化メタラジー

普通鋼では図5のAに示すFe-C系状態図⁶⁾のように高温で δ 相、 γ 相と低温での α 相が出現して相変態が生じる。凝固から圧延のプロセスにおいて、これらの δ 、 γ 、 α 相が連続的に関与して様々な特性を有する鋼が製造される。CC化においては上記の相変化に加えて鋼の高温強度をはじめ析出物などが鑄片の欠陥に大きな影響を及ぼしている。例えば、成分C%に注目すると、 $C=0.12\%$ 付近の $L+\delta \rightarrow \gamma$ 変態の包晶反応において生じる凝固収縮によって、CC鑄型内で凝固点直下の高温で凝固殻に表面割れが発生する。さらに鑄片の温度変化と高温強度の関係からは、凝固直後から温度が降下すると図6のAのように脆化領域I、II、IIIが出現し、これらの領域の物性が内部割れや表面割れの誘発原因になる⁷⁾。領域Iでは凝固直後の強度がまだ十分でないために割れが生じる。領域IIでは $900^{\circ}\text{C} \sim 1200^{\circ}\text{C}$ の領域で粒界に析出するFeSが割れを発生させるので、対策としてMn/Sを制御してSを

MnSに固定化することが発生防止策になる⁸⁾。Mnは γ 相形成元素であり固溶化するので、ある一定以上のMnを含有させてMnとSを化合物化させることが重要になる。日本におけるCC化比率が約50%以上に達した1980年前頃に、脆化現象が出現することが実験や理論から解明された。これにより普通鋼とSUS鋼のCC化促進の理論的な裏付けが確立されて石油危機(第一次1973年、第二次1978年)以降のCC化が急速に進められた。

3.3.2 SUS鋼のCC化メタラジー

(1) δ/γ 相変態

SUS鋼の相変態は図5のBのようにFe-Cr-Ni系の3元状態図から検討されている⁹⁾。Fe70%一定のCr%とNi%の関係は図5のC¹⁰⁾となり、これに凝固組織変化と連結させると図7のようになる¹¹⁾。この図から明らかなように δ 単相および γ 単相は相変化がない。一方、SUS304(18Cr-8Ni)系は δ 相の挙動により複雑な変化を示し、例えば図7中の⑤の組織においては、当初 δ 相が出て、次に $(\delta+\gamma)$ 相が出て、最終的に

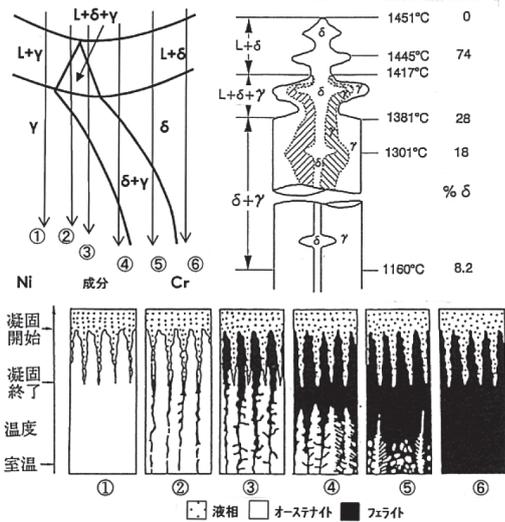


図7 Ni-Cr系ステンレス鋼の組成と凝固組織の関係

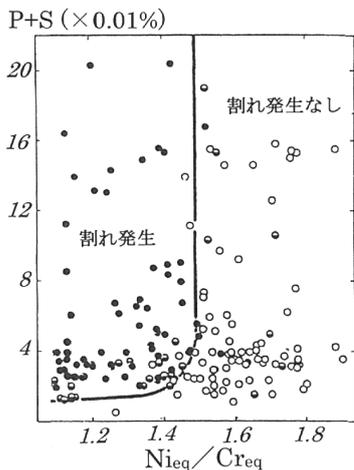


図8 高温割れに及ぼす (Ceq) / (Nieq) と (P+S) の影響

はδ相が少し残存したγ相が出現する。この一連の凝固変化でデンドライトに注目してみると、図7の右上のモデル図に示されるように凝固面で出現したδ相は温度の降下に応じてγ相に変化している¹⁰⁾。SUS304オーステナイト鋼で出現するδ相は通常δフェライトと称しており、γ相よりも多くのSやPを含有することができる。よって一定量以上のδフェライトが存在していれば鑄片の割れの発生が防止でき、一方でδフェライトが数%以上で多量になると熱間圧延時に多くの割れが発生することが判明しており、δフェライトの量は最適な領域があることが明らかになっている。

(2) (Ceq) と (Nieq) による特性評価

図8のようにδフェライトを (Ceq) / (Nieq) と (P+S) 含有量の関係で評価すると、(Ceq) / (Nieq) ≥ 1.49であれば初晶のδフェライト相の出現によって、割れの発生は

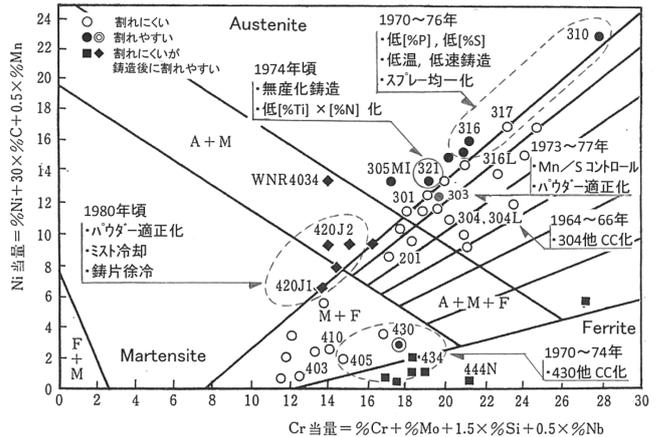


図9 シェフラー図での連続化の鋼種と時期・主要技術

抑制されることも示されている¹²⁾。この (Ceq) / (Nieq) の関係は工業的に重要であり、1970年代頃にドイツやアメリカで図9のようなSchaeffler状態図やDulong状態図が考案された。これらの図は横軸に(Ceq)、縦軸に(Nieq)を取り、各相(フェライト、オーステナイト、マルテンサイト)やδフェライトの評価をしている。この図を活用してオーステナイト安定元素(Ni, C, Mn, N)やフェライト安定元素(Cr, Mo, Si, Nb)を組み合わせて具体的な鋼種を成分設計し、CCにおける出現相の評価をすることが可能となった。図9のSchaeffler図には割れ発生の有無が記載しており、鑄造の難易度が評価でき、SUS鋼の新しい鑄造や圧延、新しい鋼種の開発に大きな役割を果たした¹³⁾

(3) 高温の強度変化

鋼材の3つの脆化域に関する知見については、図6のBの炭素鋼の750℃~1100℃においては断面減少率RA (Reduction Area) が20%~40%レベルに留まっているのに対して^{7,8)} 図6のCのSUS鋼のRAは700℃~1250℃においても60%~90%以上もあり大きなRAを有している⁷⁾。これらのSUS鋼の高温における強度の挙動は、CCの鑄型内初期凝固後から2次冷却帯に至る鑄片凝固殻の変形挙動において、歪が発生した場合でも、表面割れや内部割れが発生しにくく安定して鑄造することが可能なことを示しており、普通鋼に先んじてSUS鋼が連続製造化された大きな理由であった。

3.4 CC化鋼種と導入されたCC化技術

図2のように、種々のSUS鋼種のCC化が推進され、八幡製鐵(株)・光製鐵所はじめ日新製鋼等で連続鑄設備の建設が進む中で、炭素鋼と合い競うように開発され導入されたSUS鋼スラブやブルームの主要な連続鑄造技術を図10に示す。垂直CCや湾曲CCによってCC化を進めて来た実績のもとに、前述の図9のSchaeffler状態図の中に、連続化鋼種、連

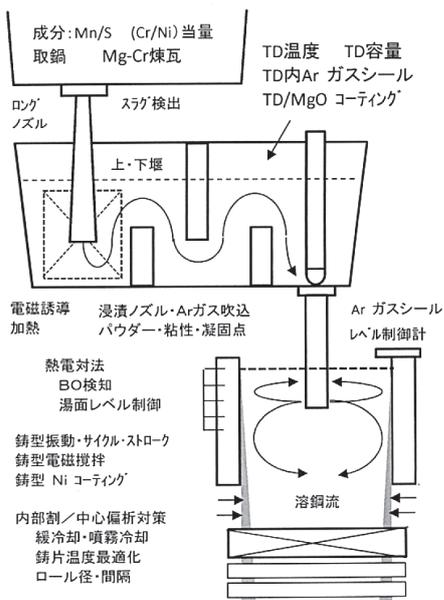


図10 ステンレス鋼の連铸化で導入された主要技術

铸化時期と必要対応技術を示す。これらの実績からCC化の進んだ鋼種の動きをマクロ的に判断すると、CC化において問題点の少ないオーステナイト系SUS鋼からフェライト系SUS鋼に進み、マルテンサイト系SUS鋼が最後という順で、CC化が進められたことが明らかであり、この動きは前述のようなSUS鋼の铸造の難易性が反映されていた¹⁴⁾。

参考文献

- 1) 大村圭一, 國岡信哉, 古川雅三: 新日鉄技報, 389 (2009), 10.
- 2) 日本鉄鋼協会: わが国における連続铸造技術史, (1996), 243.
- 3) 日本鉄鋼協会: わが国における連続铸造技術史, (1996), 139.
- 4) 水上昌稔, 古賀宏, 星記男: 日新製鋼技報, 26 (1972), 20.
- 5) 竹内英麿, 松村省吾, 日高良一, 長野裕, 鈴木康夫: 鉄と鋼, 69 (1983) 2, 252.
- 6) 谷野満: ふえらむ, 1 (1996) 1, 43.
- 7) 鈴木洋夫, 西村哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979) 14, 56.
- 8) 鈴木洋夫, 西村哲, 中村泰: 鉄と鋼, 67 (1981), S171.
- 9) 鉄鋼物性工学入門, 共立出版, (1968), 221.
- 10) S.K.Kim, Y.K.Shin and N.J.Kim: Ironmaking and Steelmaking, 22 (1995) 4, 317.
- 11) 改訂ステンレスの初歩, ステンレス協会, (1997), 164.
- 12) 中尾嘉邦: 第118・119回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1987), 278.
- 13) 村中裕, 星記男, 山上哲也: 日新製鋼技報, 47 (1982), 57.
- 14) 日本鉄鋼協会: わが国における連続铸造技術史, (1996), 433.

(2015年5月21日受付)