

$$\log \bar{k} = 2/3 \log D - 1/6 \log \mu + 1/6 \log \rho$$

μ : メタルの粘性係数, ρ : メタルの密度

ここで, $\log D$, $\log \mu$ と $1/T$ は直線関係にあるが, $\log \rho$ と $1/T$ の間には直線関係は成り立たず, したがって, 厳密には $\log \bar{k}$ と $1/T$ の間に直線関係はない. 速度論的研究で, 見掛けの速度恒数 \bar{k} の内容を詳細に検討し, たとえば上式のように物性値で表わすことは, 反応の律速段階を論ずる上に重要なことと思う.

講演 132: 53 (1967) 4, p. 434~436

加圧凝固による型用鋼材の製造研究

日鋼室蘭 鹿野昭一・佐々木誠・曾我政雄

【質問】 早大鋳研 神尾彰彦

- 1) 圧力という新しい1つのパラメータのデンドライト成長への影響についていかがお考えられるか.
- 2) 鋳込後加圧開始 (加圧部が溶鋼面へ達する) までの時間は.

【回答】

1) 圧力を金属液体に加えると, i) 比容積の減少, ii) 凝固点の上昇, iii) ガス類の溶解度の増加, iv) 粘性係数の増加と拡散係数の減少, v) 熱伝導係数の増加.

などの諸変化が物理冶金学的に考察される. 鋼塊偏析はその大部分が凝固中に生ずる濃縮相の浮上と Dendrite Skelton の沈殿に起因するものと考えられるので, ii) の作用によつて生ずる過冷は核の生成速度を増加し, さらにデンドライトの凝固進行を助成する. デンドライトが長く伸びるにつれて一方その凝固熱は液相に伝えられ液相温度が上昇するので, これを深く内部まで発達を継続させ, かつデンドライト間の未凝固液相を凝固させるには, それだけ多くの熱量を固相の方へ奪わなければならない. この熱量は v) による許りでなく, 加圧前に一度生じた鋳型と鋼塊間の air gap が加圧によつて消失することによる鋳型の冷却効果の激増によつて吸収する. かくして凝固は鋼塊の内部まで急速に継続し柱状晶は長く発達する. この結果凝固における濃縮液相の浮上の時間的余裕を妨げかつ長いデンドライトの骨の存在が濃縮液相の上昇を阻止するため重力偏析特にゴーストはほとんど完全に阻止され, かつ非金属介在物の発生を軽減するのに役立つことになる.

2) 本実験の場合は鋳込後, 約 1 min ~ 1 min 30 sec である.

【質問】 鋼管技研 加藤健三

型の予熱はしないほうが良いと思うが, いかがお考えですか.

【回答】

前述の 1. の理論および実験結果から金型は予熱しないほうがよいと考える.

講演 151: 53 (1967) 4, p. 453~455

冷延鋼板の降伏点現象とスキンパス効果について

八幡技研 清水峯男・河原田実・柴田政明・佐柳志郎

【質問】 鋼管福山 松藤和雄

1. Fig. 3 の “Stop method” による Y.P. と skin

pass 後 5 mm/min で引張つた場合の Y.P. が等しいということは, たまたま等しくなつたのか, あるいは本質的な意味があるのか. (引張り速度によつて Y.P. は変化するので同じ調圧板でも 5 mm/min より速くなると Y.P. は上昇するので “Stop method” より高く出るのはではないか)

2. skin pass は Tension をかけたかどうか.

3. 板厚による skin pass 効果の違いはいかがか.

【回答】

1) 調圧板中に存在する変形部と未変形部の数は非常に多数ではあるが有限なので, 指摘のように調圧板の降伏点も歪速度依存性を有している. したがって本質的には「ストップ法」で測定した焼鈍板の降伏点と「ストップ法」で測定した調圧板の降伏点が一致するわけである. しかしながら Fig. 4 に示すように歪速度が極めて小さい場合には降伏点の歪速度に依存する成分も小さいので, 近似的に「ストップ法」で測定した焼鈍板の降伏点と慣用の引張速度で引張つた調圧板の降伏点は一致するとみなすことができる.

2) Tension はかけていない.

3) 現在のところ調べていない.

講演 181: 53 (1967) 4, p. 477~480

17Cr-10Ni-2Mo 鋼のグリーブ破断強度におよぼす Cu, Nb, V および B の影響

(オーステナイト耐熱鋼の研究—V)

日立日立研 佐々木良一・幡谷文男

【質問】 愛知製鋼 加藤 敏

供試材の N₂ 含有量はどの位か. またパラッキはどの程度あるのか.

【回答】

本実験に用いた試料について N の分析は行なっていないが, 同じ高周波炉で溶解した同系統の 17Cr-10Ni-1.5Mo-0.3Nb-0.3V 鋼 8 チャージおよび 17Cr-10Ni-1.5Mo-2.5Cu-0.3Nb-0.3V 鋼 8 チャージの N 量はそれぞれ 0.011~0.018% および 0.011~0.020% である. 本実験の試料も同程度と思われる.

講演 200: 53 (1967) 4, p. 494~497

応力除去焼鈍による鋼材劣化の研究

八幡技研 権藤 永・西 正・榊原瑞夫

【質問】 日鋼室蘭 小野寺真作

1) A-302 B 鋼として炭素量が小さ過ぎないか. また炭素量の影響はいかがか.

2) No. C および No. D 鋼 (いずれも試料番号) での降伏比が高過ぎないか. この炭素量と 9°C/min の冷却速度ではどうか.

【回答】

1) ASTM 規格の A302 B 鋼としては確かに低炭素材であり, 炭素量が 0.18% から 0.10% に低下することによつて 4~5 kg/mm² の降伏点, 引張強さの低下が認められ強度不足となります. このため本研究では V, Ti, Nb 等の単独あるいは複合添加によつて強度を補い, A302 B 鋼の機械的性質を十分満足できます.

炭素量の影響については、母材の溶接性の面から炭素量が0.09%に低下することによつて溶接のための予熱、後熱が大幅に緩和され作業の簡易化がはかられます。一例として小型ソ型鉄研式割れ感受性に対しては従来のA302B鋼に比し、50°C程度低温でルート割れが停止します。また衝撃靱性の面からは炭素量を0.18%から0.09%にすることによつて $vE_{-120^{\circ}C}$ は大幅に改善され、かつ応力除去焼鈍(S.R.)によつて著しく変化粗大化する炭化物量が少なくなる結果、S.R.による脆化幅と脆化感性を減じることができる。しかしながら該鋼種は十分な焼入組織が得られる薄手鋼板に対してよりもむしろ極厚鋼板の強度と靱性を改善する効果が大きいといえます。

2) No. C および No. D 鋼の降伏比(80~85%)は規格鋼の降伏比(70~80%)よりは高いレベルになります。もし圧力容器の弾塑性設計応力計算にFaupelの式 $P_B = (2/\sqrt{3})\sigma_y(2-\sigma_y/\sigma_u)\ln k$ を採用すると、降伏点一定の場合確かに降伏比が高い方が不利となるが、該鋼種の降伏比が高いのはむしろ降伏点が高いためであり設計応力としてはむしろ高い応力を取り得ることになる。しかしながら該鋼は均一伸びが規格鋼に比し若干低く、この点では不利になると考えられる。因みにASME Section IIIによると、許容応力は $1/3\sigma_u$ または $2/3\sigma_y$ であり $1/3\sigma_u$ で規制される。このためこの程度の降伏比の増加はあまり問題にならない。

Nb, V, Tiの単独あるいは複合添加による低炭素鋼と炭素量0.18%程度のMn-Mo鋼では焼準温度からの冷却速度が9°C/minと遅い場合、両鋼種とも組織的には35%程度のフェライトおよび65%程度のベイナイト組織を示し、Hvは220~250程度で差はほとんど認められません。結局両鋼種とも冷却速度が遅く焼入組織を示さない極厚鋼板においては引張性質の差はわずかだといえる。

講演 246: 53 (1967) 4, p. 543~546

A-302B鋼の強度と靱性におよぼす焼準冷却速度の影響 (ASTM A-302B 厚鋼板の熱処理と機械的性質-I)

日立日立研 根本 正・佐々木良一
田野崎和夫・正岡 功

【質問】 住金鋼管 藤原 洵

冷却速度は試験片のどの位置で測定されたのか。

【回答】

最終試験片寸法よりも3~5mm程度大きな角材に切り出して後、ほぼ中央に約中心まで達する小さな孔をあけ、その中に熱電対を挿入しアスベストでおおい試験片の冷却速度を測定した。

講演 247: 53 (1967) 4, p. 546~549

静的切欠曲げ試験による破壊靱性の測定
(鋼材の脆性破壊発生に関する研究-I)

日立日立研 佐々木良一・正岡 功
勝田工場 島田 隆介

【質問】 原研東海 藤村理人

この関係の研究では東京大学金沢教授および安藤教授の一樣曲げ試験による優れた研究があるが、両教授の研

究結果との関連について検討されたか。

【回答】

鋼種の相異、また金沢教授および安藤教授の一樣曲げ試験では伝播停止現象を扱っている点で特に結果の比較を現在のところ行なっていない。今後同じような鋼種で検討してみたいと考えている。

【質問】 東工大 中村正久

窒化ノッチの鋼種としての適用範囲および適用に当たつて一般的に注意すべき条件は何かか。

【回答】

一般に考えて、窒化ノッチは鋭いクラックを発生させるに十分なものであればよいわけで、これに十な窒化層が得られれば特に鋼種としての制限がないが、窒化処理によつて材質が変化するような鋼種への適用は困難と考える。窒化ノッチは低応力でノッチ先端に微小クラックを生じさせることが目的であるので、それに十分な窒化層を生ずるような処理条件を選ぶことが肝要と考える。

講演 249: 52 (1967) 4, p. 549~551

起電力測定による溶鋼中の酸素の定量について
(アルミナ固体電解質の検討-I)

日鋼室蘭 中川 義隆・志賀 靖彦

【質問】 鋼管技研 井樋田隆

固体電解質の高温における電導性はイオン電導と電子電導があつて、後者は起電力を低下させ悪い影響を与えることが知られている。ジルコニヤを用いる固体電解質の場合はすでにかんりの研究があつて、これらの問題もかなり分つているが、アルミナの場合ではいかかか。

【回答】

電子電導はもちろん存在しない方が望ましいのであるが、仮に存在していても温度関数として一定として現われるならば、それはこの種のE.m.f測定に対しては、負の要因にならないと解釈している。

Fig. 3で酸素ポテンシャルに対してE.m.fの関係はかなりの直線性を示しており、この点から推察して電子電導が存在していたにしても、一定温度では一定常数として現われているので、酸素ポテンシャルそのものを測定するには影響ないと思う。

【質問】

1) Fig. 4の実験結果はOレベルの低い溶湯に酸化第2鉄を添加してOレベルを上げて行なつた時のE.m.fの測定結果を示したものであるが、Oレベルの高い溶湯を対象として、この溶湯にCを脱酸剤として添加し、Oレベルを変化させた時のE.m.f変化はFig. 4と同様とみてさしつかえないか。

2) 1の回答でC%があまり変化していないとのことであるが、実験はじめと、実験終りとのC%はいかかか。

【回答】

1. Oレベルを下げていくだけの目的でCを脱酸剤として添加していくなら、そのときのE.m.f変化はFig. 4と同様とみてさしつかえない。

ただその場合C量が大きく変化するようであつたら、その影響を考慮しなければならない。今後の詳しい検討が必要なのであるが、Fig. 4はこの溶湯の化学成分が大きく変化しない場合に成立すると解釈している。

2. 実験初めC 0.84 実験終り 0.80~0.78

(3回の結果)