

(昭和 30 年 9 月寄稿)

文 献

- 1) B. C. Yearly, R. P. Schauss & P. A. Martin: Trans. Amer. Found. Assoc., 52 (1944) 482.
- 2) H. A. Schwartz: Trans. Amer. Found. Assoc., 55 (1947) 66.
- 3) J. E. Fifield & J. H. Schaum: Trans. Amer. Found. Assoc., 56 (1948) 382.
- 4) 鈴木, 山岡: 鋳物, Vol. 23, No. 7 (1951) 6.
- 5) R. W. Ruddle: J. Inst. Metals, March (1950) 8.
- 6) H. F. Bishop: J. of metals, Jan. (1952) 51.
- 7) B. Chalmer: The Structure and Mechanical Properties of Metals, (1949) 17.
- 8) 谷口: 鉄と鋼, 12 (1926) 808.
- 9) H. F. Bishop & W. S. Pellini: Foundry, Feb. (1952) 86.

高周波遅延焼入に関する研究*

三 谷 裕 康**

RESEARCH ON THE DELAY-QUENCHING OF THE
INDUCTION SURFACE-HARDENING

Yūkō Mitani, Dr. Eng.

Synopsis:

General process of the induction surface hardening is as follows: a steel specimen of which the surface is austenitized with induction heating is used to be quenched in the water-jet, as soon as the heating has been stopped. If the quenching time is delayed after the induction heating, hardness of the specimen is not lowered than that of the instantaneously quenched specimen, this unsoftening condition of delay-time is amounted to several seconds for medium-carbon steel, and scores seconds for low alloy steels with medium-carbon content.

This special quenching method above described is called as a "delay-quenching", and it takes effect to the stress relief on the induction surface-hardening.

In the former report it was verified that a "stop-quenching", was a good application for the purpose of stress relief on the induction surface-hardening. However, it cannot be applied to the continuous induction hardening of a long steel rod, on the contrary, "delay-quenching" can be applied to the continuous induction hardening.

I 緒 言

高周波焼入の難点である焼割の対策として、内応力が軽減される様な焼入方法を工夫し、高周波中断焼入 (stop-quenching) が実用的に有効である事を本誌に紹介した¹⁾。しかるに長い鉄鋼部品を連続移動焼入する様な場合には中断焼入を使用する事が出来ない。今回は移動焼入にも適用出来る様な焼入方法について報告する。

高周波加熱終了と同時に噴射水冷するのが普通であるが、高周波加熱終了後そのまま一定時間放冷して、水冷を遅らせる事を試みた結果、炭素鋼では数秒、特殊鋼では数拾秒水冷を遅らせても、通常の瞬間水冷の場合と殆んど硬度が変らない事を確めた。この焼入法は高周波中断焼入とは逆の操作であり、高周波遅延焼入 (delay-

quenching) と称する事にした。

中断焼入では変態応力が軽減され、熱応力が主として残留したのに反して、遅延焼入では熱応力が軽減され、変態応力は残留する。普通の高周波焼入では変態応力と熱応力の総和が内応力として残留する故に²⁾、遅延焼入によつても応力除去が可能であり、焼割防止に有効である事が予想される。但し中断焼入程の効果は期待されない。焼割が問題になるような炭素含有率の高い鋼材では熱応力よりも変態応力の方が大であるから、遅延焼入によつて熱応力のみを軽減する程度では、中断焼入の如く変態応力を軽減する程度の応力除去の効果が期待出来ないからである。

* 昭和 30 年 4 月、本会講演大会にて発表

** 大阪府立大学工学部、教授、工学博士
(旧称浪速大学昭和30年9月1日改称)

Table 1. Chemical composition of the specimens.

Materials	C%	Si%	Mn%	Ni%	Cr%	Mo%	Cu%	P%	S%
Cr-Mo A steel	0.44	0.23	0.42	0.09	1.31	0.40	0.30	0.027	0.023
Cr-Mo B steel	0.35	0.32	0.48	0.09	1.19	0.28	0.20	0.024	0.017
Carbon steel	0.42	0.15	0.45	—	0.10	—	0.23	0.027	0.016

Table 2. Preliminary treatment of the specimens.

Materials	Heating	Cooling
Sorbitic Cr-Mo A steel	850°C, 1 h	Air-cooling
Annealed Cr-Mo A steel	700°C, 2 h	Furnace-cooling
Sorbitic Cr-Mo B steel	870°C, 1 h	Air-cooling
Normalized carbon steel	850°C, 1 h	Air-cooling

遅延焼入も中絶焼入と同様、高周波表皮加熱の特性を活かした焼入方法である。なお高周波加熱後全然水冷せず、放冷により硬度を得る方法を自硬焼入 (Self-Quenching) と称しているが³⁾ 遅延焼入の水冷遅延時間を無制限に延長した場合であり、特別な場合を除いては高い硬度が得られないので推奨出来ない。

II. 試料及び実験方法

試片の化学組成及び前処理条件は夫々 Table 1 並に Table 2 に示す。

試片の大きさはすべて直径 30mm, 厚さ 10mm の円盤状のものであるが、応力測定に供した試片のみは中心部に直径 16mm の孔をあけた。高周波加熱には 200 K.V.A. の火花発振式の装置を使用し、加熱条件はすべて 25K.W., 3.2 秒であつた。加熱線輪は普通に使用されている中空噴射水冷式のものを使用した。線輪の内径は 33mm であつた。

高周波加熱停止後、試片は一定時間線輪中に装置されたまま放冷され、然る後噴射水冷によつて焼入を行った。遅延時間 10 秒以内では、時間の制御を時限装置により自動的に行った。10 秒以上の遅延時間は手動で調節を行った。但し高周波加熱時間の制御は時限装置によつて一定になるように自動的に行われた。

III. 表面硬度

硬化表面の中心線を円周に沿つて一周出来るように、等間隔に 4ヶ所ロックウエル C にて測定し、その平均値を表面硬度とした。遅延焼入せる試片の表面硬度と遅延時間との関係を Fig. 1 に示す。なお瞬間焼入せる試片の表面硬度は Fig. 1 の縦軸の左外側に印して置いた。

焼準せる Cr-Mo A 鋼, 同じく焼準せる低炭素の Cr-Mo B 鋼, 焼鈍せる Cr-Mo A 鋼並に焼準せる炭素鋼の 4本の硬度曲線は、夫々その順番で 40 秒, 30 秒, 20

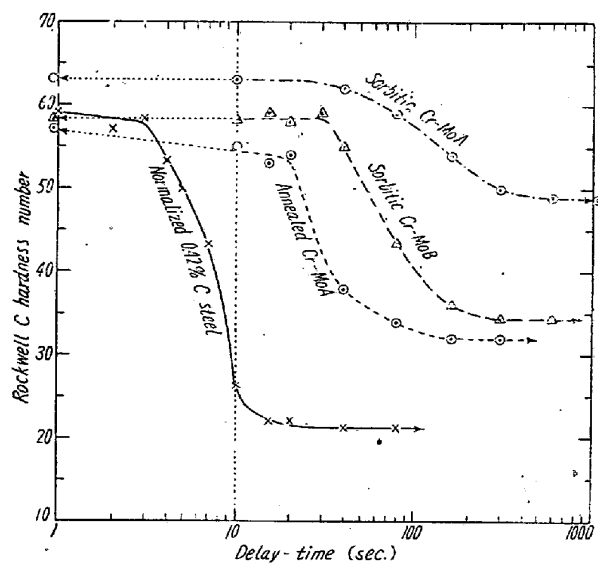


Fig. 1. Surface hardness of the delay-quenching steels.

秒及び 3 秒まで硬度は殆んど低下せず、曲線が横軸に平行し、瞬間焼入せる試片の硬度と変わらない。この時間が長い程、変態速度が遅い事を示すものである。夫々上記の時間を超過すると硬度曲線は降下し、最後にその降下が停止して、再び曲線が横軸に平行となる。すなわち最低硬度の一定値を示すのである。先に述べた自硬焼入の硬度はこの最低硬度に一致する筈である。

ただ注意すべき事は、同じ組成の Cr-Mo A 鋼でも、焼鈍材と焼準材とでは硬度曲線が異なり、前者が後者より変態速度が早い事を示している。この理由は主硬化元素の炭素がクロームの如き合金元素によつて複炭化物を形成している様な場合、高周波の如き短時間加熱ではオーステナイトへの拡散が結晶粒度に支配され、結晶粒の粗大なもの程複炭化物の拡散が不完全となり、変態に参与するオーステナイトの組成が本来の組成よりも稀釈されたものになる。観点は異なるが、複炭化物生成元素を含有する合金鋼のオーステナイト化の時間を変えた場合、そ

の恒温変態図が変移するのも同様の現象である⁽⁴⁵⁾。しかるに炭素鋼の場合かかる現象がないのは Fe_3C の拡散が早いからであり、ニッケルの如くフェライト中へ置換形固溶体として入っている場合も、凝集せず分散して入っているのかかる現象は見られない。

かくの如く高周波加熱では同種の鋼材でもその変態速度が履歴によつて異なる場合があり、加熱条件を考慮に入れると、ジョミニ試験等によつて簡単に変態速度を比較する事は出来ない。しかるに遅延焼入の硬度-時間曲線はジョミニ試験の硬度-距離曲線に比すべきものであり、後者よりも曲線が明確に変態速度を指示し、操作も簡単であり、且つ加熱条件の調整が容易である。したがつて高周波加熱では、ジョミニ試験の代わりに、遅延焼入の硬度-時間曲線によつて変態速度を簡便に知り得るものである。

IV. 膨脹歪

試片の円周を8等分して、焼入前後の直径をマイクロメーターで測定し、焼入による平均膨脹歪を百分率で示した。厚みの変化は場所により甚しく異り、複雑であつたので省略した。炭素鋼を除く他の3種の合金鋼はすべて測定し、遅延時間との関係を Fig. 2 に示した。但し Cr-Mo A 焼準鋼のみは焼割のために測定出来なかつたものがある。

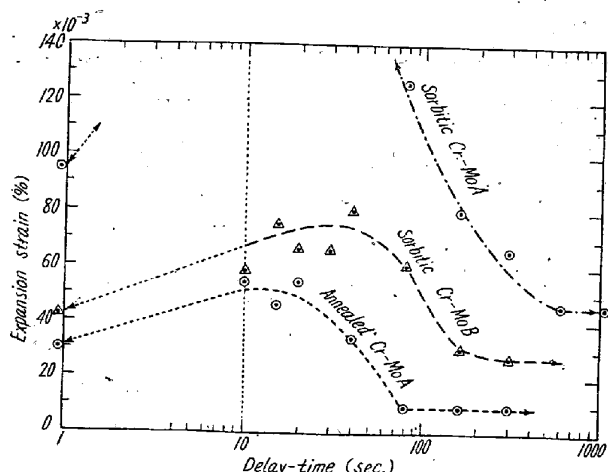


Fig. 2. Expansion strain of the delay-quenching steels.

不思議な事には、瞬間焼入と同じ硬度の場合、換言すれば、Fig. 1 の横軸に平行な部分の試片では、遅延時間が長い程膨脹歪が大きくなる傾向がある。Cr-Mo A 焼準鋼の焼割が多く出たのも同様の現象と見做される。この点に関しては後述する。

V. 残留応力

応力測定の方法については既に本誌で紹介したので⁽¹⁾、繰返す事を避ける。応力測定には Cr-Mo A 焼鈍鋼を使用した。測定に供した試片は遅延時間 0 秒、10 秒、及び 15 秒の 3 種類である。

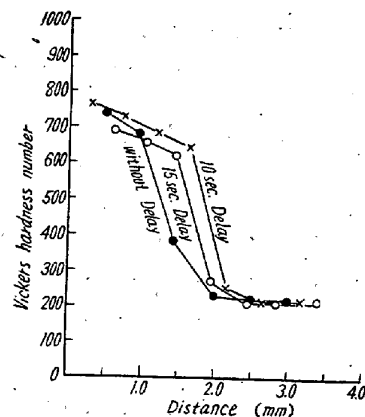


Fig. 3. Hardness distribution of the annealed Cr-Mo A steel.

先ず試片の硬度分布を Fig. 3 に示す。表面硬度はいづれも近似しているのであるが、硬度分布曲線を比較して見ると、硬化深度は大差ないが、硬化層内の硬度は遅延焼入試片の方が瞬間焼入試片よりも高くなつてゐる。したがつてマルテンサイトの総量は遅延焼入試片の方が瞬間焼入試片よりも多い事がわかる。之は上述の歪に関する不思議な現象の一因と考えられる。

次に 3 種の試片の主応力と見做される切線方向の残留応力の分布を Fig. 4 に示す。遅延時間 10 秒では応力

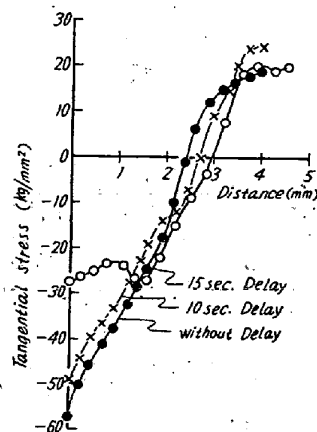


Fig. 4. Stress distribution of the annealed Cr-Mo A steel.

除去の効果は殆んどないが、遅延時間 15 秒では応力除去の効果は明白にあらはれている。遅延時間 15 秒では僅かに硬度が下りかける所であるが、遅延時間 10 秒のものに接近した硬度を示している。したがつて除去された応力は焼入の不完全性によるものではなく、遅延時間

による熱応力除去の結果と見てよい。結局高周波焼入の応力除去の目的に、遅延焼入も効力がある事を立証するものである。

VI. 放 冷 速 度

高周波加熱試片の放冷中に於ける現象は、連続変態の本質を究めねばならないのであるが、一応冷却速度と恒温変態図との関係を検討すれば、Fig. 1 に示された硬度曲線の理論的根拠がある程度判明する事を予想して試片の放冷速度を実測する事にした。

測定に供した試片は Table 1 の 0.42% C 炭素鋼であり、形状、寸法は勿論のこと、高周波加熱条件も前に同じである。試片面上その中心に直径 0.5 mm の鉄線を溶接し、外周より約 0.5 mm 内部に同径のコンスタンタン線を溶接して、パイロメーターに接続した。

正確なる温度を知るためには、融点の低い塩浴 ($1/4 \text{KNO}_3 + 1/4 \text{NaNO}_3 + 1/2 \text{NaNO}_2$) を使用し、試片を溶融塩浴中に浸漬すると同時に、アルメルクロメルの熱電対を挿入し、よく補正された他のパイロメーターにて浴温を正確に読み得る様にした。浴温を先づ 850°C まで上昇せしめ、融点の 150°C まで徐々に冷却して、二つのパイロメーターを同時に読み、温度補正グラフを作製した。かくして試片に直結した鉄-コンスタンタンの熱電対のみによつて正確なる温度を知る事が出来た。

この試片を加熱線輪に装填し、高周波加熱後そのまま放冷した。温度測定の間が比較的長いので、オツシログラフを使用しなかつたが、加熱速度に比較して、冷却速度が遅いので、ある程度正確に最高加熱温度を知る事が出来た。25K.W., 3.2 秒では約 850°C であつた。放冷開始後 1 秒, 3 秒, 5 秒は繰返し温度を測定して、正確なる値を得る様に心がけた。5 秒以後は 1 分までは 10 秒間隔, それ以後は 30 秒間隔で 10 分まで温度を測定し、放冷による冷却速度曲線が得られた。更に 850°C の塩浴で同様の試片を全体加熱して、全く上記と同様の方法で放冷の冷却速度曲線を求め比較に供した。勿論全体加熱の放冷速度は高周波加熱の場合と比較にならない程遅い。なお、炭素鋼以外の合金鋼については、変態速度も遅く、恒温変態図のみによつて放冷の連続変態を律する事は出来ないもので、之を省略した。

Fig. 5 は試片の組成に近い炭素鋼の恒温変態図を文献を参照して書いたものである⁶⁾。高周波加熱の放冷曲線は破線、全体加熱の放冷曲線は点線で図中に示した。

高周波加熱の放冷曲線が恒温変態図の変態開始線に交る時間が 2.5 秒、変態終了線に交る時間が 9 秒となつ

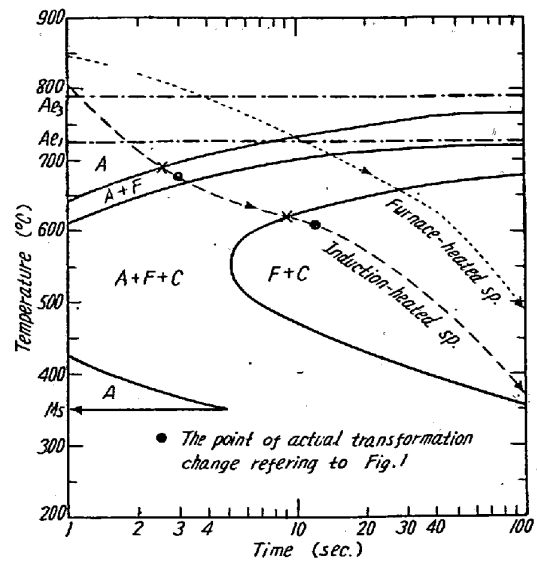


Fig. 5. Air cooling curves of carbon steel illustrated in its T.T.T. curve. (0.42% C)

ている。これは Fig. 1 に於ける炭素鋼の硬度曲線の 2 つの屈曲点、即ち、3 秒及び 12 秒に夫々近似している。したがつて放冷による連続変態が恒温変態図より僅かに過冷された状態で進行している事を示す。

全体加熱の場合も、その放冷による連続変態が大体恒温変態図に近似して、僅かに過冷された状態で進行するものとすれば、両者の放冷曲線を比較する事により、高周波加熱の放冷特性をある程度把握する事が可能となる。

上記の如く、高周波加熱後放冷の場合、変態開始から終了までの時間が 9 秒を要しているが、全体加熱の場合、恒温変態図から想像すると、約 20 秒を要するものと思われる。

次に変態温度は、前者が 675°C で始まり、610°C で終るが、後者は少くとも夫々 50°C は高いと想像される。したがつて高周波加熱の場合、暗室でない限り、肉眼で赤熱状態が認められない様な温度まで、変態が始まらない事がわかる。これは表皮加熱のため、放冷中熱が内部へ伝導し、且つ銅製の加熱線輪に熱が奪われるために、非常に放冷速度が早い事に起因する。

全体加熱の場合、放冷中の変態は勿論赤熱状態で開始するのであるが、700°C を赤熱状態を去る温度とすれば放冷後赤熱状態を持續する時間が約 15 秒もあるのに反して、高周波加熱の場合には僅かに 2 秒位しかない。したがつて、一般的な焼入温度の概念から、水冷の遅れが硬度に影響する事を極度に心配する傾向があるが、変態の速い炭素鋼でも、高周波焼入に限つて、その心配がない事を上記の説明により立証する事が出来たのである。

VII. 顕微鏡組織

恒温変態図を参照して、Fig. 1 に示した硬度曲線の意義を説明したが、更に顕微鏡組織により変態の実相を確める事とした。使用した試片は同じく炭素鋼である。組織もわかり易く、放冷との関係性を理解するのに便利である。

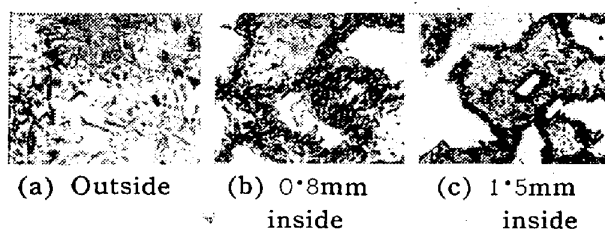


Photo. 1. Non delay-quenching carbon steel (0.42%C)

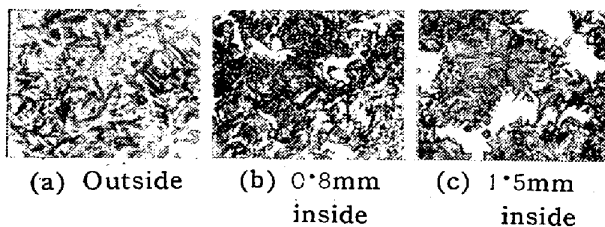


Photo. 2. 3 sec. delay-quenching carbon steel



Photo. 3. outside 7 sec delay
Photo. 4. outside 80 sec. delay
Photo. 5. core structure

Photo. 1 は瞬間水冷の組織であり、Photo. 2 は遅延3秒の組織である。夫々aは最外層、bは約0.8mmの深さ、cは1.5mmの深さの組織を示す。Fig. 1の表面硬度曲線にも示された如く、両者の表面硬度は同一である。したがって最外層のPhoto. 1a及びPhoto. 2aの組織も殆んど相等しく、完全なるマルテンサイトを示している。

次にPhoto. 1b, Photo. 1cと内部に入るにしたがつて、瞬間焼入の試片ではフェライトが多くなっているが、これは高周波焼入に見られる普通の現象であり、表皮加熱によつて生ずる温度勾配のため、外層程高温で、内部に入るにしたがつて低温となり、オーステナイト中に溶けてまない未拡散のフェライトが内部に入る程多くなる。しかるに遅延焼入のPhoto. 2b, Photo. 2cは夫々Photo. 1b, Photo. 1cと同じ場所に相当する故加熱中の昇温過程は全然同じ筈であるにかかわらず、フ

ェライトの量が夫々Photo. 1b, Photo. 1cよりも遙かに減少し、その形も乱れている。

この理由は、瞬間水冷の場合、高周波加熱のみによる拡散及びオーステナイト化によつて、焼入組織が決定するのであるが、遅延焼入の場合、高周波加熱後に引続く放冷によつて、熱が若干内部へ伝導し、温度勾配が緩やかになる。僅かに3秒の放冷でも、フェライトの拡散及びオーステナイト化が進行し、未拡散フェライトの量が減少したものと考える。要するに加熱の状態は同じでも、焼入前の状態が異なるために、上記の如き現象が起るのである。

要するに、顕微鏡観察によつても、同じ硬度ならば、遅延焼入の方が瞬間焼入よりもマルテンサイトの総量は多い事がわかる。したがって歪もマルテンサイトの多い方が大きい。鋼種は異なるが、先に述べたFig. 3の硬度分布の結果より明瞭に上記の事実が示されている。かくしてFig. 2の歪に関する謎も観察によつて更に理解を深める事が出来た。

Photo. 3は遅延7秒の最外層の組織である。加熱により完全にオーステナイト化しているのであるが、放冷中に変態して、オーステナイトからフェライト小片と結節状パーライト(トルースタイト)が析出し、水焼入により残りのオーステナイトがマルテンサイトになつたものである。フェライトとパーライトの出現によつて、硬度が低下するのも当然である。

Photo. 4は遅延80秒の最外層の組織であるが、放冷時間が長いために、オーステナイトが完全にフェライトとパーライトに変態したものである。遅延10秒以上では、殆んど硬度も変わらないので、組織も同じであると思われる。Photo. 5は素材が焼鈍状態のままの組織であり、硬度はPhoto. 4より少々低いが、殆んど変わらない。結局Photo. 5はPhoto. 4を焼準した組織に等しい。他の合金鋼についても検鏡したが、原理は全く同様であるので、紙面の関係上之を省略した。

VIII. 結 言

遅延焼入が応力除去に有効である事は確かであるが、中断焼入程顕著ではない。あくまでも中断焼入の使用出来ない場合に、やむをえず使用すべきものと思う。

中断焼入では歪の減少を伴つたが、遅延焼入の場合はむしろ歪が増加する。これについては硬度分布及び顕微鏡観察によりその謎をある程度解く事が出来た。但し遅延焼入では熱が内部へ伝導して、瞬間焼入の場合より中心部が膨脹し、水冷によつても可逆的に収縮せず、膨脹

歪が残る事も考えられる。更に厚みの変形を詳細に測定する必要がある。

遅延焼入の硬度-時間曲線については、放冷の連続変態を知る必要があるが、炭素鋼については恒温変態図のみによつても、或る程度理解する事が出来た。更にこの曲線は高周波焼入特有のジヨミニー試験の代用となり、簡単に変態速度を知る手段となる事を知つた。

なお炭素鋼の如き変態速度の早い材料を高周波焼入する際、現場では、水の遅れを非常に気にする人が多いが、その心配が殆んどない事がわかつた。

焼割の防止については、瞬間水冷後低温で焼戻した位の硬度を目標にすべきである。

以上述べた如く、実用を目的として研究を進めて来たのであるが、未だ原理を追求した程度に過ぎず、複雑なる製品の高周波焼入に直面した場合、現状で完全に解決するものとは思っていない。場合によつては、中断焼入

と組み合わせる事も出来るだろうし、その他色々工夫改善されるべき点も多々ある事と思う。我々は生産の体験が乏しいので、各工場の専門技術者から色々御注意と御批判を仰ぎたいのである。拙い研究ながら、我々の研究が生産の一助ともなれば幸甚である。

最後に、色々御指導御援助を賜つた西村秀雄先生並に山崎惣三郎氏、且又研究に協力された大西正己、岡田昭両君に深く御礼申し上げる。(昭和 30 年 10 月寄稿)

文 献

- 1) 西村, 三谷, 水馬: 鉄と鋼, 40 (1954) 609
- 2) 高瀬, 三谷: 日本金属学会誌, 16(1952) 117
- 3) G. H. Brown: Radio Frequency Heating 139
- 4) J. F. Libsch, W. Chuang, W. I. Murphy: Trans. A. S. M. 42 (1950) 121 .
- 5) 三谷: 大阪府立工業奨励館報告 5 (1953) 19
- 6) 大和久: S 曲線 135

Mn-Cr 肌焼鋼の低温焼戻脆性に及ぼす Al, Ti 及び B の影響†

芥 川 武*・小 川 清 行*

EFFECT OF Al, Ti AND B ADDITION ON THE LOW-TEMPERATURE TEMPERING EMBRITTLEMENT OF Cr-Mn CASE-HARDENING STEEL

Takeshi Akutagawa, Dr. Eng. and Kiyoyuki Ogawa

Synopsis:

The cause of the hard tempered martensite brittleness which has come to be known as "500°F embrittlement" has not been explained until today. The phenomenon was much related to the deoxidation, nitrogen-fixation, and austenite grain size of steel. The tempering characteristics of the steel plays a major role in the development of embrittlement. This investigation consists of a study of the effect of Al, Ti and B addition on the impact resistance and an electron microscopic study of the manganese-chromium case hardening steel when tempered between 120° and 420°C. The results obtained are as follows:

- (1) The Al-Ti (0.05~0.10%) addition markedly improves the impact values during tempering at these temperatures, especially with Ti addition the beneficial effect in the temperature range of embrittlement is distinct.
- (2) The tempering embrittlement temperature is not changed with the Al or Al-Ti addition and it occurs at 300° to 360°C; however in the case of Al-Ti-B addition it is the temperature range at 300° to 420°C
- (3) The impact minimum occurs in 20 to 30 minutes at the tempering embrittlement temperatures and the value is decreased with keeping time at 300°C, it is almost constant up to 10h at 360°C.
- (4) The transition temperature is lowered by the Al, Ti and Al-Ti-B addition; with the Al (0.04%), Ti (0.10%) and Al-Ti (0.06%)-B addition it falls down to 0°C~-10°C.
- (5) It is observed that the embrittlement arises from a precipitation of elongated thin

† 昭和 30 年 4 月本会講演大会にて講演 * 東京大学工学部教授, 工博, 同大学院特研生